ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»

6–10 сентября 2021 г.
Томск, Россия

Томск – 2021
Издательство ТГУ

УДК 539.216 539.22 538.91-405 620.18
ББК Г 534
Т29

Т29 Тезисы докладов Международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии», 6-10 сентября 2021 года, Томск, Россия. – Томск : Издательство ТГУ, 2021. – 638 с.

ISBN 978-5-907442-03-0

Издание содержит тезисы международной конференции «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии». Физическая мезомеханика является научным направлением, в рамках которого материал представляется как иерархическая система взаимосвязанных структурных (масштабных) уровней. В книге отражены последние достижения в области развития принципов и методологии физической мезомеханики и результаты их применения к созданию перспективных материалов в интересах развития новых производственных технологий, освоения космического пространства, в том числе дальнего космоса, электроники, атомной энергетики, нефтегазового комплекса, медицины, транспорта и др. Книга адресована научным сотрудникам, инженерам, аспирантам и специалистам, занимающимся вопросами физической мезомеханики, разработки наноструктурных объемных и наноразмерных материалов, наноструктурированием поверхностных слоев, тонкими пленками и покрытиями, нанотехнологиями, компьютерным конструированием новых материалов и технологий их получения, технологиями локальной нестационарной металлургии и обработки материалов, неразрушающими методами контроля.

Публикуется в авторской редакции.

УДК 539.216 539.22 538.91-405 620.18
ББК Г 534

ISBN 978-5-907442-03-0 © Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 2021

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия
Институт теоретической и прикладной механики СО РАН, Россия
Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Россия
Институт проблем механики им. Ишлинского РАН, Россия
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия
Министерство науки и высшего образования РФ
Сибирское отделение РАН, Россия
Томский политехнический университет, Россия
Томский государственный университет, Россия
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия
Институт машиноведения УрО РАН, Россия
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Россия
Институт химии нефти СО РАН, Россия
Берлинский технический университет, Германия
Штутгартский университет, Германия
Университет Мишкольц, Венгрия
Институт Йозефа Стефана, Словения
Университет страны Басков, Испания
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Сопредседатели оргкомитета:

Колубаев Е.А.
Томск, Россия

Фомин В.М.
Новосибирск, Россия

Шмаудер З.
Штутгарт, Германия

Члены оргкомитета:

Алтунина Л.К.
Томск, Россия

Аннин Б.Д.
Новосибирск, Россия

Батаев А.А.
Новосибирск, Россия

Берто Ф.
Трондхейм, Норвегия

Глезер А.М.
Москва, Россия

Головин С.В.
Новосибирск, Россия

Горячева И.Г.
Москва, Россия

Зуев Л.Б.
Томск, Россия

Карпинтери А.
Турин, Италия

Конторович А.Э.
Новосибирск, Россия

Коротаев А.Д.
Томск, Россия

Комлев В.С.
Москва, Россия

Кочарян Г.Г.
Москва, Россия

Кривцов А.М.
Санкт-Петербург, Россия

Кульков С.Н.
Томск, Россия

Лебедев М.П.
Якутск, Россия

Лотков А.И.
Томск, Россия

Ляхов Н.З.
Новосибирск, Россия

Макаров П.В.
Томск, Россия

Марущак П.О.
Тернополь, Украина

Мулюков Р.Р.
Уфа, Россия

Мышкин Н.К.
Гомель, Беларусь

Наймарк О.Б.
Пермь, Россия

Панин А.В.
Томск, Россия

Попов В.Л.
Берлин, Германия

Прентковскис О.
Вильнюс, Литва

Си Дж.
Бетлехем, США

Сундер Р.
Бангалор, Индия

Ту Ш.Т.
Шанхай, Китай

Церпес К.
Патрас, Греция

Чулков Е.В.
Сан-Себастьян, Испания

Шанявский А.А.
Москва, Россия

ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

Председатель: **Шилько Е.В.**, Томск, Россия

Члены комитета:

Балохонов Р.Р.
Томск, Россия

Восмериков А.В.
Томск, Россия

Дмитриев А.И.
Томск, Россия

Еремеев С.В.
Томск, Россия

Князева А.Г.
Томск, Россия

Кудряшов С.В.
Томск, Россия

Кулькова С.Е.
Томск, Россия

Панин С.В.
Томск, Россия

Плехов О.А.
Пермь, Россия

Ружич В.В.
Иркутск, Россия

Сараев Ю.Н.
Томск, Россия

Сергеев В.П.
Томск, Росси

Скрипняк В.А.
Томск, Россия

Смирнов С.В.
Екатеринбург, Россия

Соколова М.Д.
Якутск, Россия

Тюменцев А.Н.
Томск, Россия

Чинахов Д.А.
Юрга, Россия

Шаркеев Ю.П.
Томск, Россия

ТЕХНИЧЕСКИЙ КОМИТЕТ

Председатель: **Батуев С.П.**, Томск, Россия

Секретарь конференции: **Чебодаева В.В,**, Томск, Россия

Члены комитета:

Ахметшин Л.Р. **Белослудцева А.А.** **Биргкаем А.А.** **Бобенко Н.Г.** **Власов И.В.**
Дедова Е.С. **Зимина В.А.** **Надежкин М.В.** **Орлова Д.В.** **Чепак-Гизбрехт М.В.**

Секция 1. Физическая мезомеханика материалов и структурно-неоднородных сред

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-001

НЕТКАНЫЕ МАТРИКСЫ ДЛЯ ТКАНЕВОЙ ИНЖЕНЕРИИ НА ОСНОВЕ УЛЬТРАТОНКИХ ВОЛОКОН И МИКРОЧАСТИЦ ПОЛИГИДРОКСИБУТИРАТА

[1]Бонарцев А.П., [2,3]Ольхов А.А., [2,3]Масталыгина Е.Е., [4]Зернова Ю.Н., [4]Иорданский А.Л.

[1]Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва

[2]Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Москва

[3]Институт биохимической физики им. Н.М. Эммануэля РАН, Москва

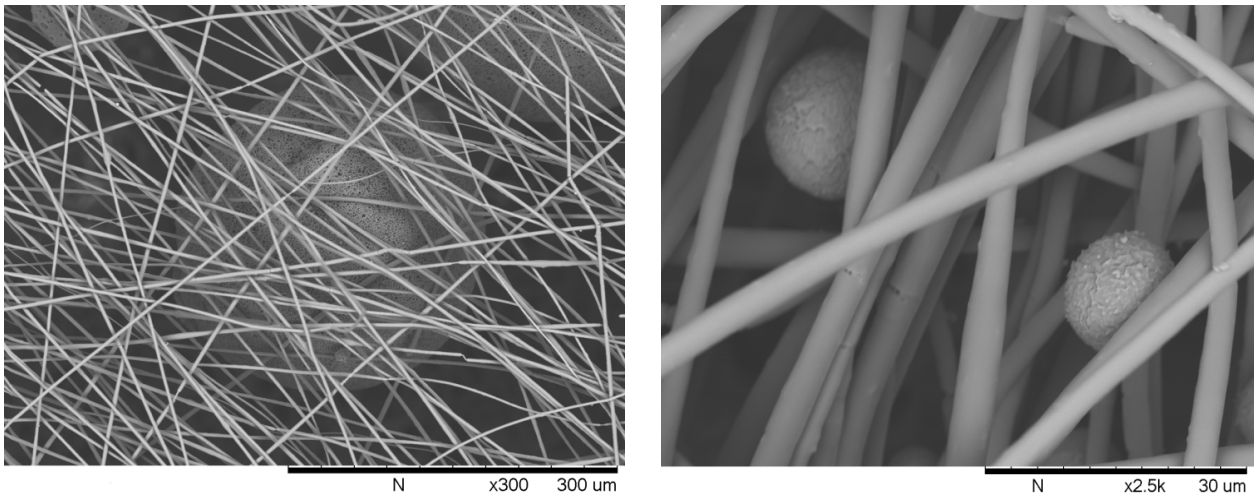
[4]Федеральный исследовательский центр Химическая физика им. Н.Н. Семенова РАН, Москва

Применение биополимеров имеет широкие перспективы в медицине, в первую очередь благодаря их способности к разложению в организме без образования токсичных продуктов. Полигидроксиалканоаты (далее ПГА) представляют один из крупнейших классов химических соединений, используемых в качестве материала для изготовления биоразлагаемых изделий. Для них характерна высокая степень биосовместимости, способность к биодеградации с образованием углекислого газа и воды. Получение полимеров этого класса методом микробиологического синтеза позволяет регулировать их свойства в соответствии с конкретной биоинженерной или экологической задачей [1]. Полигидроксибутират (далее ПГБ) демонстрирует высокую механическую прочность, умеренную гидрофильность и является наиболее изученным полигидроксиалканоатом, что обуславливает его популярность как соединения, используемого для изготовления биоразлагаемых медицинских изделий и упаковочных материалов [2-3]. Целью настоящей работы являлось получение и исследование микроволокнистых матриксов, содержащих микросферы, для пролонгированного высвобождения модельного белка, лизоцима. Получение микрочастиц различных типов для загрузки их лизоцимом. Раствор ПГБ в хлороформе (7%) заливался в стеклянную ёмкость, помещённую в установку для проведения электроформования (ЭФВ). К раствору через металлический электрод было подведено напряжение в 10 кВ. Жидкость вытекала через капилляр под действием силы тяжести и избыточного давления в газе в ёмкости. Осаждение струи осуществлялось на плотный и упругий материал, чтобы избежать возникновения дефектов. Процесс ЭФВ должен идти около 8 часов для получения матриксов толщиной 0,5-1 мм. Частицы помещались внутрь матрикса по технологии «сэндвича». ЭФВ ненадолго прерывался после 4 часов формования, и частицы в сухом виде равномерно распределялись по нужно площади в соответствующем количестве, как показано на рисунке. Масса частиц на единицу площади подбиралась так, чтобы их присутствие не навредило структуре ЭФВ полотна. Для пористых микрочастиц из ПГБ было выбрано соотношение 12 мг/см^2, для альгинатных 1,5 мг/см^2. Методом эмульгирования были получены два типа микрочастиц – пористые микрочастицы из ПГБ и альгинатные микрочастицы, загруженные модельным белком лизоцимом. Путём ЭФВ был получен волокнистый материал из ПГБ, в толщу которого были инкорпорированы микрочастицы того или другого типа. Методом конфокальной и сканирующей электронной микроскопии было показано, что микрочастицы закреплены в толще полученных матриксов, а их присутствие не оказывает негативного влияния на механическую структуру волокна и его целостность (рис. 1).

Таким образом, в ходе выполнения работы была разработана технология получения комбинированных матриксов, состоящих из микроволокон и микрочастиц, для контролируемого высвобождения лизоцима. Было показано, что добавление микрочастиц не нарушает целостности микроволокнистого матрикса, микрочастицы интегрированы в его структуру. Показано, что пористые микрочастицы из ПГБ лучше адсорбируют белок, чем волокна из ПГБ, и способны к его пролонгированному высвобождению. Волокна матрикса не препятствуют высвобождению белка из микрочастиц. Установлено, что биосовместимость и цитотоксичность комбинированных матриксов не зависит от наличия микрочастиц, если в тех не содержится биологически активный компонент.

Таким образом, методом электроспиннинга были получены комбинированные

матриксы, в структуру которых инкорпорированы биополимерные микрочастицы, способные выступать в роли носителей биоактивного вещества. Матриксы имеют прочную структуру, обладают способностью к пролонгированному высвобождению веществ, а также биосовместимы.



а б

Рис. 2. Матрикс с микрочастицами из ПГБ (а); Матрикс ПГБ с альгинатными микрочастицами (б) (СЭМ)

1. Bonartsev A.P., Bonartseva G.A., Shaitan, K.V., Kirpichnikov M.P. Poly(3-hydroxybutyrate) and Poly(3-hydroxybutyrate)-based Biopolymer Systems. Biochem (Moscow) Suppl. Ser. B Biomed. Chem. 2011, 5(1), 10–21.
2. Gunatillake P.A., Adhikari R. Biodegradable synthetic polymers for tissue engineering. Eur Cell Mater., 2003, 5, №1.
3. Cao K., Liu Y., Olkhov A.A., Siracusa V., Iordanskii A.L. PLLA-PHB fiber membranes obtained by solvent-free electrospinning for short-time drug delivery // Drug Delivery and Translational Research. 2018. 8(1). P. 291-302.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-002

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ НА ИЗНОС В ПОЛИМЕР-ПОЛИМЕРНОЙ ТРИБОПАРЕ

[1,2]Бочкарева С.А., [1,3]Панин С.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
[2]Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

На основе численного моделирования исследуется влияние теплопроводности на процесс трибоизноса полимер-полимерной пары сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) – полиэфирэфиркетона (ПЭЭК). Предлагаются способы изменения теплопроводности ПЭЭК за счет добавления углеволокон и их распределения в материале.

С целью исследования влияния теплопроводности на износ трибопары последовательно решаются две контактные задачи: 1) задача о напряженно-деформированном состоянии (НДС) покрытия с учетом нормальной и касательной нагрузок, возникающих при трении и учетом изменения свойств в результате нагрева контактирующих тел и 2) задача нестационарной теплопроводности, позволяющая найти распределение температуры в контактирующих телах [1].

Задача определения НДС тел основана на решении системы уравнений механики деформируемого твердого тела методом конечных элементов (МКЭ). Температура на контакте определялась из условия, что работа силы трения идет на нагревание тел. Распределение температуры в контактирующих телах определялось на основе решения нестационарной задачи теплопроводности по методике, описанной в работе [1].

При расчете на каждом шаге по нагрузке проверяются критерии разрушения. При их выполнении реализуется разрушение в виде удаления из расчета элементов сетки, в которых выполнился критерий. Величину объемного износа рассчитывали как произведение площади удаленных элементов на ширину контртела (в силу специфики решения плоской задачи).

Расчет показал, что для исследуемой трибопары температура на контакте интенсивно растет и 30 минут достигает выше 100°С, что приводит к изменению свойств полимеров, особенно СВМПЭ, способствует увеличению деформации и, соответственно, износа. Показано, что за счет повышения температуры (нагрева) деформация поверхности образца СВМПЭ на контакте может достигать 65%. Это значительно выше деформации, соответствующей пределу текучести и является результатом изменения свойств, в частности снижения модуля упругости с ростом температуры.

Нагрев происходит вследствие того, что коэффициенты теплопроводности у рассматриваемых материалов небольшие (0,25 и 0,42 Вт/м·К), и отвод тепла за счет этого очень слабый. Чтобы отвести тепло из зоны контакта и уменьшить температуру контактирующих тел, нужно повысить их коэффициенты теплопроводности. Одним из способов достижения этого (с целью отвода тепла) является добавление в полимеры (в данном случае в контртело из ПЭЭК) углеродных наполнителей, в частности углеродных волокон (УВ) либо углеродных нанотрубок (УНТ). С целью определить влияние наполнителеей на изменение физико-механических свойств композитов проводили численное моделирование и расчет эффективных свойств двух типов композитов:

1) ПЭЭК с УВ средней длиной 40 мкм; степень наполнения составляла 30 вес. % (с учетом плотности материалов - 22,8 об. %). При расчете эффективных свойств расположение включений по расчетной области предполагалось равномерное (рис. 1, а) так, что они не контактировали между собой.

2) ПЭЭК с УНТ средней длиной 2 мкм; степень наполнения составляла 10 вес. % (7,1 об. %). При расчете эффективных характеристик наполненных композиций на основе ПЭЭК включения располагались вокруг частиц ПЭЭК, средний размер которых был равен 70 мкм (рис. 1, а) и образовывали непрерывные цепочки.



а б

Рис. 1. Расчетной область с конечно-элементной сеткой для расчета эффективных свойств композитов: «ПЭЭК +30 вес. % УВ» (а); «ПЭЭК + 10 вес. % УНТ» (б)

Чтобы оценить влияние расположения включений на эффективные характеристики физико-механические свойства УВ и УНТ принимались одинаковыми.

Вычисление эффективных характеристик композиций проводилось на основе исследования напряженно-деформированного состояния (НДС) представительного объема композиции и на основе решения стационарной задачи теплопроводности.

В таблице 1 приведены результаты расчетов, которые носят среднестатистический характер.

Таблица 1. Механические и физические свойства ПЭЭК и композиций «ПЭЭК + *n* вес. % УВ» и «ПЭЭК + *n* вес. % УНТ»

Содержан. наполнителя, об.%	Плотность, г/см^3	Коэффициент теплопроводности, Вт/м·К	Теплоемкость, Дж/кг·К	Модуль упругости, МПа	Предел текучести, МПа
ПЭЭК	1,308	0,25	1340	2840	105
+10%УВ	1,359	0,44	1268	4433	120
+23%УВ	1,420	0,70	1183	6501	114
+30%УВ	1,457	0,90	1138	7510	93
+7%УНТ	1,359	1,75	1209	6371	150
+10%УНТ	1,359	2,10	1209	8235	198
+23%УНТ	1,424	3,52	1132	18460	134
+30%УНТ	1,456	6,87	1096	31843	80

Полученные данные свидетельствуют о том, что с увеличением степени наполнения увеличиваются плотность, коэффициент теплопроводности, модуль упругости, предел прочности по сравнению с чистым ПЭЭК. В случае наполнения УНТ коэффициент теплопроводности и модуль упругости увеличивается в разы больше, чем при наполнении УВ (рис. 1, б), вследствие образованной структуры и размера включений (рис. 1, а).

Таким образом, наполнение ПЭЭК УНТ за счет определенного их расположения и размера позволяет повысить в разы теплопроводность и прочность композитов.

Благодарности. Работа выполнена в рамках: 1) государственного задания ИФПМ СО РАН «Роль структурных трансформаций в формировании эксплуатационных характеристик материалов арктического назначения» FWRW-2021-0010; 2) РФФИ 20-58-00032 Бел_а.

1. Bochkareva, S.A., Panin, S.V., Lyukshin, B.A., Grishaeva N. Yu., Matolygina, N.Y., Aleksenko, V.O. Simulation of Frictional Wear with Account of Temperature for Polymer Composites // Physical Mesomechanics, 2020, 23(2), c. 147-159; DOI: 10.1134/S102995992002006X.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-003

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИМЕР - КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Брусенцева Т.А., Шикалов В.С., Фомин В.М.
Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

На сегодняшний день, во всем мире существует потребность в покрытиях обладающих высокими эксплуатационными свойствами. Работа направлена на создание износостойких покрытий, характеризующихся повышенной твердостью и низкой степенью пористости, методом холодного газодинамического напыления, используя полимеркерамическую смесь порошков. В данной работе, представлены предварительные результаты экспериментального и численного моделирования с целью получения полимер - керамических покрытий на асфальтобетоне.

В качестве композитного материала, использовался термопластичный состав для маркировки дорожного полотна термопластик «WAY» (ГОСТ 52575-2006). Состав включает в себя пленкообразующее вещество (15-30%), пластификатор (3-10%), двуокись титана (4-10%), антиседиментационную добавку (3-10%), стеклянные микрошарики (0-30%) и минеральный наполнитель. Применение различных по физико-механическим свойствам и химическому составу порошков при достижении температуры плавления полимерного компонента приводит к обволакиванию твердых частиц в потоке более мягкими, что при ударе о подложку позволяет избежать эрозии и сформировать качественное покрытие. В качестве материала подложки использовали дорожное полотно с асфальтобетонным покрытием. Эксперименты по напылению проводились на установке холодного газодинамического напыления (ИТПМ СО РАН). Рабочим газом выбран сжатый воздух, для напыления использовалось эжекторное сопло. Эксперименты проводились при давлении рабочего газа 5, 10, 15 атм и температуре 294 К- 624 К. Коэффициент напыления покрытий определялся как отношение массы покрытия к массе израсходованного порошка.

На рисунке 1 представлены фотографии образца после напыления термопластика с помощью эжекторного сопла ХГН при температуре рабочего воздуха 300 К и 433 К.

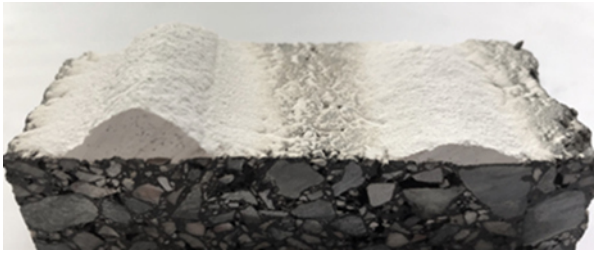


Рис. 1. Дорожки напыления на поверхности асфальтобетона, полученные при температурах рабочего воздуха 300 К (слева) и 433 К (справа)

На рисунке 2 видно, что увеличение температуры рабочего воздуха позволяет повысить коэффициент напыления покрытия. Наилучшие показатели удалось достигнуть при давлении рабочего газа 15 атм и температуры 474 К, при этом коэффициент напыления равен 6%.

Таким образом, полученно, что нагрев полимерных частиц в потоке до температуры размягчения/плавления позволяет увеличить коэффициент напыления покрытия.

Используя программный комплекс ANSYS Fluent, проведены расчеты движения частиц в сплошной газовой среде в лангранжевой постановке. Дисперсная фаза рассматривалась как набор материальных точек, движение которых рассчитывается по 2-му закону Ньютона. Моделирование происходило с учетом двухстороннего взаимодействия частиц и среды. Граничные условия: исход из расчетной зоны установлен по умолчанию для входных и выходных границ, абсолютно упругий отскок установлен для стенок сопла, задано

прилипание на границе с подложкой. В результате расчетов определены значение скорости и температуры частиц при движении в сопле, истекающей струе и вблизи поверхности подложки от параметров напыления (давление и температура рабочего газа), а так же построены траектории частиц.

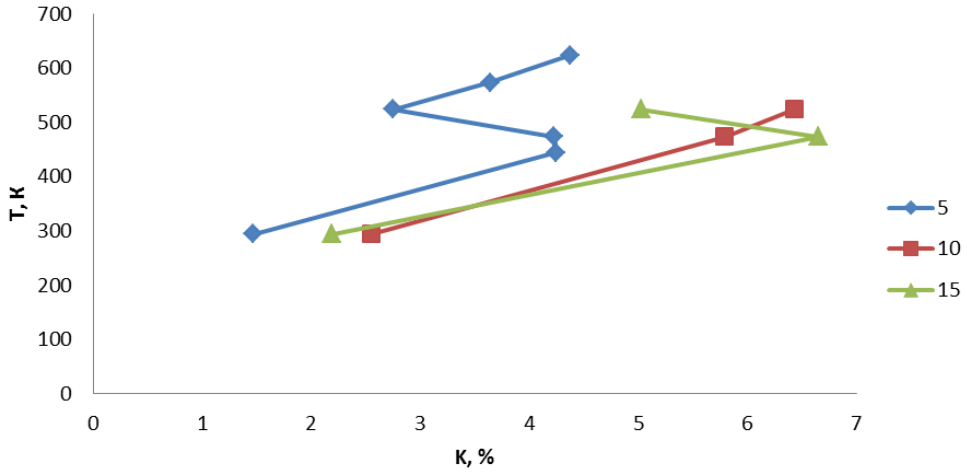


Рис. 2. Зависимость коэффициента напыления от температуры рабочего воздуха при давлении 5, 10, 15 атмосфер

Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН, проект III.23.4.1.

1. A. Papyrin, V. Kosarev, S. Klinkov, A. Alkhimov, V. Fomin Cold Spray Technology / Elsevier Science, 2007. 336 p.
2. Брусенцева Т.А., Шикалов В.С., Фомин В.М. Нанесение полимерных порошковых покрытий методом холодного газодинамического напыления // Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций: XIV междунар. конф. (Екатеринбург, 9–13 нояб. 2020 г.): сб. материалов. –Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН, 2020. – С. 190.
3. Brusentseva T., Shikalov V., Fomin V. Cold spray deposition of thermoplastic powder for road marking // EPJ Web of Conference. Vol. 221: XXVI Conference on Numerical Methods for Solving Problems in the Theory of Elasticity and Plasticity (EPPS-2019), (Tomsk 24-28 June, 2019).. –S.l.: 2019. –No. 01006. –P. 5. - Electronic resource. DOI: 10.1051/epjconf/201922101006

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-004

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Буяков А.С., Кульков С.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Пористые керамики – класс материалов, широко применяемый в качестве фильтрующих мембран, носителей катализаторов, термобарьерных элементов и др. Функциональное назначение таких материалов определяется не только физико-химическими свойствами их компонент, но и морфологическими особенностями порового пространства [1,2].

Известно, что пористые керамики способны проявлять нехарактерное для хрупких материалов деформационное поведение, называемое псевдопластическое. Кроме того, в композиционных материалах в определенном диапазоне концентрации компонент может быть сформирована непрерывная, взаимопроникающая структура «фазы-пора», причем такие композиты имеют новые уникальные характеристики [3,4].

Совокупность данных факторов обуславливает необходимость проведения комплексного исследования подобного рода материалов, обладающих сложной, иерархически организованной структуры типа «фаза-фаза-поры», механические характеристики в которой определяются целым рядом структурных параметров и их взаимным влиянием.

В работе исследована композиционная система на основе оксидов циркония и магния (ZrO_2-MgO), обладающая бимодальной пористостью около 50%, где микропоры образованы за счет наличия межчастичных пустот после компактирования порошковых масс, а макропоры образованы путем введения органических порообразующих частиц, величина которых превышает средний размер зерна после спекания керамик. Такая поровая структура получена спеканием с изотермической выдержкой длительностью от 10 до 600 минут.

Проведенный комплекс структурных исследований на различных масштабных уровнях и изучение деформационного поведения керамик показали, что прочность имеет вид зависимости типа «Холла-Петча». Максимум, наблюдаемый на полученной зависимости, отражает смену стадий упрочнения-разупрочнения керамик при росте действующих микронапряжений, оцененных из величины микроискажений кристаллической решетки фаз. Показано, что до максимума на зависимости «Холла-Петча» разрушение керамик происходит при образовании единой магистральной трещины, а далее разрушение происходит при множественном микрорастрескивании.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0005.

1. Coronas J. Catalytic reactors based on porous ceramic membranes / Coronas J., Santamarıa J. // Catalysis Today. – 1999. – Т. 51. – №. 3-4. – С. 377-389.
2. Scarano A. Bone response to zirconia ceramic implants: an experimental study in rabbits / Scarano A. // Journal of Oral Implantology. – 2003. – Т. 29. – №. 1. – С. 8-12.
3. Shi Z. C. Ultra-low percolation threshold and significantly enhanced permittivity in porous metal–ceramic composites / Shi Z. C., Chen S. G., Fan R. H., Wang X. A., Wang X., Zhang Z. D., Sun K. // Journal of Materials Chemistry C. – 2014. – Т. 2. – №. 33. – С. 6752-6757.
4. Buyakov A. Structure and Percolation Thresholds in Magnesia Stabilized ZrO2–MgO Porous Composite / Buyakov A., Kulkov S. // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2020. – Т. 1527. – №. 1. – С. 012006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-005

ПОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ДИСПЕРСНОМ АРМИРОВАНИИ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ СМЕСЬЮ СТАЛЬНОГО ПОРОШКА И ФИБРЫ

Герега А.Н.

Научно-производственный центр, Одесса

В докладе автор ссылается на перколяционную модель упрочняющего структурного фазового перехода [1], в которой методом Монте-Карло изучены строение и свойства кластерной системы заполнителя, образующейся при использовании технологии армирования гетерогенных материалов смесью стального порошка и фибры [2]. Результаты компьютерного моделирования и экспериментальных исследований, проведенных ранее авторами работ [1, 2], показали, что «в подобных материалах при критической концентрации заполнителя возникает связная область перколяционного типа, наличие которой объясняет наблюдающиеся экстремальные зависимости прочностных свойств [3, 4]».

Оказалось, что степень вариативности параметров конкретных реализаций кластерной системы заполнителя очень велика. В работе [1] это объясняется в рамках представления о гиперслучайных величинах, для которых «статистические оценки в общем случае не являются состоятельными, т.к. при увеличении объема выборки их погрешность не стремится к нулю» [5]. Это обнаруживает существенную особенность перколяционной задачи с необычным составом элементов – невозможность обеспечить статистическую устойчивость результатов.

В развитие исследований, описанных в [1], изучены строение и свойства кластеров заполнителя и полей механических напряжений, возникающих при таком армировании. В представленном докладе:

– предложена «проволочная» методика аналитического описания силового поля, возникающего при армировании материала смесью порошка и фибры, аналогичная развитой в [6, 7]. Компьютерная реализация методики позволила получать визуализацию силовых полей, что существенно в условиях плохой воспроизводимости результатов моделирования;

– рассмотрена аналогия между результатами дисперсного армирования гетерогенных материалов и эффектом дальнодействия в полупроводниках и металлах [7-9], в которых существует экстремальные зависимости механических и электрических свойств от параметров перколяционных кластеров заполнителя;

– описаны компьютерные эксперименты, проведенные в рамках улучшенной перколяционной модели, с целью определения условий воспроизводимости результатов.

1. Герега А.Н. и др. Новая технология дисперсного армирования гетерогенных материалов как новая задача перколяционной теории. / Тезисы докладов межд. конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций». – Томск: ИФПМ СО РАН, 2019. – С. 36-37.
2. Вандоловский А.Г. и др. Технология создания сталефибробетона с повышенной прочностью на растяжение. / Сб. трудов Харьковского нац. университета воздушных сил. 2018. Т. 2 (56). С. 126-131.
3. Feder J. Fractals. New York: Plenum Press, 1988. – 305 p.
4. Herega A. The Selected Models of the Mesostructure of Composites. Heidelberg: Springer, 2018. – 116 p.
5. Горбань И.И. Гиперслучайные функции и их описание. // Изв. вузов. Радиоэлектроника. 2006. Т. 1. С. 3-15.
6. Герега А.Н. и др. Ковер Серпинского с гибридной разветвленностью: перколяционный переход, критические показатели, силовое поле. // УФН. 2012. Т. 182, вып. 5. С. 555-557.
7. Герега А.Н. Моделирование кластерных структур в материале: силовые поля и дескрипторы. // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16, №5. С. 87-93.
8. Диденко А.Н., Шаркеев Ю.П. и др. Эффекты дальнодействия в ионно-имплантированных металлических материалах. – Томск, Изд-во НТЛ. 2004. – 328 с.
9. Herega A. et al. The Model of the Long-Range Effect in Solids: Evolution of Structure Clusters of Interior Boundaries, and Their Statistical Descriptors. // AIP Conference Proceedings 1909, 020069 (2017).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-006

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8 ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ И ЗАКАЛКИ

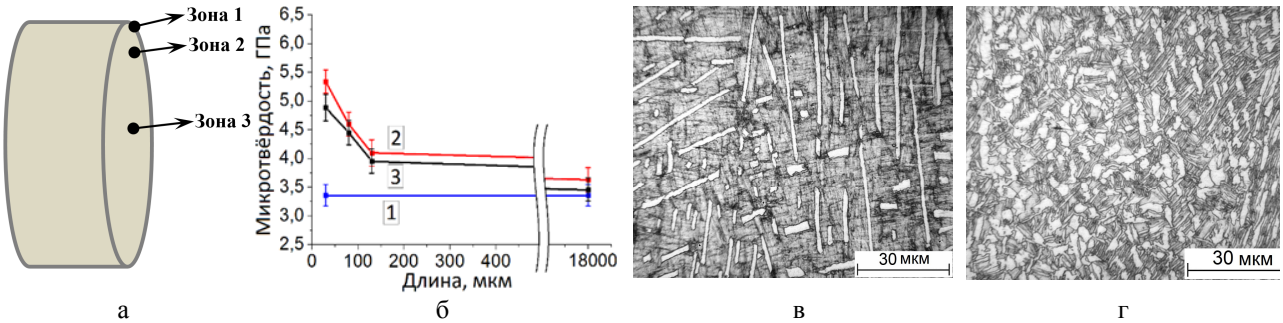
[1]Гоморова Ю.Ф., [1]Власов И.В., [2]Яковлев А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский политехнический университет, Томск

Титановые сплавы являются одними из передовых конструкционных материалов, что подтверждается их использованием в авиации и космонавтике, где предъявляются повышенные требования к прочности и качеству материалов. Свойства этих сплавов зависят от системы легирования, термической обработки, температуры и скорости деформации. В связи с этим активно ведутся исследования влияния термомеханической обработки на структуру и механические свойства титанового сплава.

Целью настоящего исследования было выявить влияние закалки в воде и на воздухе после поперечно-винтовой прокатки (ПВП) на структурно-фазовое состояние и механические свойства титанового сплава ВТ8.

В работе исследовался сплав ВТ8 в состоянии поставки и после двух режимов обработки. Режим I заключался в нагреве прутка до 1000 °С, затем ПВП и закалка в воду. Режим II включал в себя нагрев заготовки до 1000 °С, ПВП, охлаждение на воздухе в течение 1 мин. и закалка в воду. Высокотемпературную прокатку в один проход проводили на министане РСП 14-40. Изучение структуры и фазового состава сплава проводили с помощью оптической микроскопии и рентгеноструктурного анализа (Axiovert 25 и ДРОН-4). Механические характеристики сплава на растяжение определяли на испытательной машине Instron 5582 со скоростью 0,6 мм/мин.

Металлографические исследования позволили выявить структурные различия по поперечному сечению прутка в следствие неоднородности развития деформационного упрочнения при ПВП. Дополнительный вклад в структурную трансформацию вносит разница в скорости охлаждения заготовки в закалочных средах (скорость охлаждения в воде ~11 °С/сек, на воздухе ~1.5 °С/сек). Градиентную структуру образцов после обработки оценивали в пределах трёх областей: вблизи поверхности прутка располагалась зона 1, затем зона 2 и зона 3 соответствовала материалу сердцевины (рис. 1а). Подобное разделение по зонам является условным, поскольку изменение микротвердости по поперечному сечению имело плавный характер (рис. 1б). Отметим, что образцы на статическое растяжение вырезали из зоны 2 и 3.



а б в г

Рис. 1. Схематичное изображение зон прутка (а); микротвердость сплава ВТ8 в состоянии поставки (1), после обработки по режиму I (2) и режиму II (3) (б); микроструктура центральной части (зона 3) прутка для режима I (в) и режима II (г)

Зона 1, как для режима I, так и для режима II, представляет собой ламеллярную структуру α-Ti с толщиной пластин ~ 1мкм и с прослойками β-фазы. В процессе прокатки зона 1 испытала максимальную степень деформации, что привело к поверхностному упрочнению. Глубина упрочненного слоя для обоих режимов обработки совпадает и составляет 150 мкм (рис. 1б).

На глубине более 500 мкм (зона 2) слоистая структура $\alpha + \beta$ становиться менее упорядоченной по сравнению с зоной 1. Помимо повышения твердости увеличивается и предел прочности материала в этой зоне на 300 МПа (режим I) и на 180 МПа (режим II) по сравнению с состоянием поставки (табл. 1). Особенно отметим значительное повышение пластичности образцов, обработанных по второму режиму. Дополнительное охлаждение на воздухе образцов после ПВП перед закалкой в воду привело к повышению относительного удлинения на 6% (табл. 1) по отношению к состоянию поставки. Образцы по первому режиму показывают небольшое снижение пластичности.

Таблица 1. Механические свойства сплава в различных состояниях

Сплав ВТ8	Место вырезки образца из прутка	$\sigma_в$, МПа	ε, %	HV
Состояние поставки	-	981±10	22±2	361±22
Режим I	край прутка (зона 2)	1288±11	17±1	396±47
	центр прутка (зона 3)	1093±11	19±2	350±21
Режим II	край прутка (зона 2)	1165±12	28±2	380±21
	центр прутка (зона 3)	1089±10	24±2	340±36

Ближе к центру прутка (зона 3) на глубине более 4мм для обоих режимов обработки формируется бинарная структура, состоящая из частиц α-фазы в среде $\alpha + \beta$ раствора (рис. 1в и 1г). Однако для второго режима обработки характерна более однородная микроструктура с равномерным распределением округлых α-частиц, тогда как после режима I формируются вытянутые ламели α-фазы. Предел прочности образцов, вырезанных из зоны 3, меньше по сравнению с зоной 2 (табл. 1), но остается выше значений для образцов в состоянии поставки.

По мнению авторов, одним из факторов, влияющих на относительное удлинение сплава ВТ8, является количество пластичной β-фазы. По данным рентгеноструктурных исследований, содержание β-фазы в образцах в состоянии поставки составляет 8%. Образцы после ПВП и термообработки (I и II режим) показывают неоднородное содержание β-фазы по сечению прутка: ближе к поверхности ее количество доходит до 12-13%, а в центральной части – 3-4%. Такая неоднородность объясняется тем, что в процессе поперечно-винтовой прокатки под действием сжимающих напряжений в поверхностном слое прутка происходит перераспределение β-стабилизирующего элемента – молибдена, в то время как в центре прутка происходит классическое превращение высокотемпературной β-фазы при закалке.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW 2021.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-007

ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРОГЕОЛОГИЧЕСКИХ ОТКЛИКОВ КОЛЛЕКТОРОВ С ДВОЙНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ НА ДИНАМИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ МАССИВА ГОРНЫХ ПОРОД

Горбунова Э.М., Беседина А.Н., Кабыченко Н.В., Батухтин И.В., Петухова С.М.
Институт динамики геосфер имени академика М.А. Садовского РАН, Москва

Флюидонасыщенный коллектор представляет собой породу со сложной геометрией порово-трещинного пространства, которое можно рассматривать в виде квазиоднородной системы слабопроницаемых блоков, разделенных магистральными трещинами – проницаемыми каналами, по которым может двигаться жидкость. Реакция блоков на изменение порового (пластового) давления в каналах замедлена. Соотношение пространственной геометрии блоков и каналов при заданной структуре порового-трещинного пространства будет определять основное направление фильтрации жидкости. Изменение объема флюида в единичной ячейке рассматриваемой системы будет зависеть от упругоемкости каналов и блоков. Экспериментальные данные, полученные при проведении прецизионного гидрогеологического мониторинга, могут быть использованы для разработки и последующей коррекции модели механизма динамического деформирования флюидонасыщенного коллектора.

В данной работе проведено исследование реакции водонасыщенного коллектора, залегающего в кровле железорудного месторождения, расположенного вблизи г. Губкин Белгородской области. Рассматриваемый коллектор порово-трещинного типа сложен преимущественно сланцами и кварцитами, которые характеризуются различными физико-механическими и фильтрационными параметрами. Прецизионный гидрогеологический мониторинг проводится в районе открытой разработки Лебединского и подземной разработки Коробковского железорудных месторождений Курской магнитной аномалии при динамическом воздействии массовых взрывов. Режим подземных вод в пределах площадки техногенно-нарушенный и проявляется в виде тренда постепенного снижения уровня, связанного с дренажными мероприятиями шахтного поля.

В состав аппаратурно-измерительного комплекса входят датчики уровня воды Keller PR-36XW, датчик атмосферного давления Keller PAA-33X, сейсмометры СПВ-3К и 6-ти канальные регистраторы REFTEK-130 и Centaur CTR4-6S. Частота опроса составляет 200 Гц. С ноября 2020 г. проводится синхронный мониторинг уровня воды в двух скважинах, вскрывающих напорный архей-протерозойский водоносный горизонт в сланцах (измерительный пункт 1) в интервале 68.1-90.1 м и в кварцитах (измерительный пункт 2) в интервале 109.8-140.9 м. Датчики уровня установлены в наблюдательных скважинах на глубине 44.6 и 86.4 м (на 3 м ниже уровня воды) соответственно. Измерительные пункты удалены друг от друга на расстояние ~1.6 км. За период наблюдений с ноября 2020 г по настоящее время сформирована база гидрогеологических рядов, соответствующих реакции системы «пласт-скважина» на прохождение сейсмических волн от массовых взрывов, производимых в шахте им. Губкина и на Лебединском карьере.

Следует отметить, что кремнистые сланцы отличаются от кварцитов выраженной слоистостью и неоднородностью свойств. Постановка полевых экспериментов в таком виде направлена на изучение откликов основного водоносного горизонта, приуроченного к коллекторам с различной структурой порово-трещинного пространства и находящегося в зоне техногенного воздействия разрабатываемого месторождения. Подобный подход, вероятно, позволит выявить некоторые закономерности в реакции водонасыщенных коллекторов, характеризующихся различием структуры порового-трещинного пространства.

Комплексный анализ гидрогеологических откликов водоносного горизонта и сейсмических данных при прохождении волн от массовых взрывов проводился с учетом приведенного расстояния (соотношение между эпицентральным расстоянием и количеством взрывчатого вещества в ступени замедления). Обработка данных включала анализ амплитуд

и периодов зарегистрированных откликов, исследование спектральных характеристик, чувствительности системы «пласт-скважина», а также анализ функции когерентности как между сейсмическими и гидрогеологическими данными в каждом пункте наблюдений, так и между вариациями уровня воды в двух скважинах.

Работа выполнена в рамках госзадания АААА-А17-117112350020-9 и при финансовой поддержке РФФИ (проект № 19-05-00809).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-008

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР В ЗОНАХ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ ИСХОДНЫМ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ

[1]Гордиенко А.И., [2]Оришич А.М., [2]Маликов А.Г., [3]Волочаев М.Н., [4]Панюхина А.Д.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск
[3]Институт физики им. Л.В. Киренского ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск
[4]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

При осуществлении процесса сварки разные факторы играют роль в формировании структуры и механических свойств сварных соединений. Поскольку зона термического влияния (ЗТВ) считается наиболее опасной, с точки зрения деградации механических свойств, интерес исследователей сконцентрирован на возможностях управления структурой в ней. Использование разных видов сварки и изменение ее энергетических параметров позволяет контролировать степень тепловложения и скорость охлаждения, и как следствие, управлять размерами ЗТВ, уровнем внутренних напряжений, получать широкий спектр структур от феррито-перлитных до бейнитно-мартенситных и разный уровень механических характеристик полученных соединений [1]. По сравнению с методами дуговой сварки, использование лазерной сварки позволяет получать узкие швы с коэффициентом формы (соотношение глубины проплавления к ширине шва) более единицы. При этом прочность лазерного сварного соединения низкоуглеродистой стали остается на уровне прочности основного материала [2]. Однако за счет высоких скоростей охлаждения при лазерной сварке формируются дисперсные структуры реечной морфологии, характеризующиеся повышенным уровнем микротвердости [1] и низким уровнем ударной вязкости разрушения [3]. Комплексное микролегирование и уровень углерода в стали оказывают влияние на особенности структурообразования в сварном шве, тип структур и их объемную долю [4-5]. Еще один путь управления структурой и свойствами в ЗТВ – изменение исходного структурного состояния стали [6-7]. Было обнаружено, что структура с исходным мелким зерном способствует формированию более пластичных фаз и более высокой ударной вязкости разрушения сварных швов [6].

Следует отметить, что детальные исследования микроструктур в ЗТВ сварных швов, полученных с помощью лазерной сварки, в зависимости от разного исходного состояния в литературе малочислены. Вследствие этого, цель настоящей работы – изучение микроструктур в ЗТВ лазерных сварных соединений низкоуглеродистой стали 10Г2ФБЮ с разным структурным состоянием.

Для сварки использовали заготовки стали 10Г2ФБЮ после поперечно-винтовой прокатки и в горячекатаном состоянии. Поперечно-винтовую прокатку стали осуществляли на трехвалковом министане «РСП 14-40» от температуры 920ºС за 6 проходов. Прямоугольные пластины для сварки вырезали из заготовок стали вдоль направления прокатки. Сварка осуществлялась в направлении перпендикулярном оси заготовки.

Лазерную сварку проводили на автоматизированном лазерном технологическом комплексе «Сибирь-1», включающем непрерывный CO_2-лазер. Для защиты сварного шва и корня шва использовали инертный газ (гелий). Сварные соединения получали за один проход при заглублении фокуса внутрь листа в режиме кинжального или глубокого проплавления. Мощность лазерного излучения P составляла 1.2 кВт, скорость сварки V – 1 мм/мин., заглубление фокуса Δf – 2 мм от верхней поверхности листа.

Микроструктуры в зоне сварного шва исследовали с помощью оптического микроскопа «Zeiss Axiovert 25» и просвечивающего электронного микроскопа «HT-7700». Измерение микротвердости по Виккерсу проводили с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке

100 грамм. Механические испытания на статическое растяжение образцов с размерами рабочей части 15×3×1 мм и центральным сварным швом проводили на установке типа Поляни.

В результате исследований выявлено, что после лазерной сварки в ЗТВ стали 10Г2ФБЮ в обоих структурных состояниях формируются четыре узкие зоны, отличающиеся размером и морфологией структурных составляющих. В мелкокристаллической зоне термического влияния стали после поперечно-винтовой прокатки сформирован мартенсит и верхний вырожденный бейнит, между рейками которого расположены участки мартенситно-аустенитной (М-А) составляющей удлиненной формы. Последние состоят из остаточного аустенита и сдвойникованного мартенсита. В середине межкритической ЗТВ обнаружен феррит, верхний вырожденный бейнит и небольшая доля гранулярного бейнита, в которых присутствует М-А составляющая удлиненной формы (в виде остаточного аустенита) и массивной формы (в виде сдвойникованного мартенсита). В конце межкритической ЗТВ, граничащей с основным материалом, сформирован бейнит преимущественно гранулярной морфологии с участками М-А составляющей массивной формы в виде сдвойникованного мартенсита.

Показано, что по сравнению с горячекатаным состоянием структура в межкритической ЗТВ стали после поперечно-винтовой прокатки более дисперсная, однородная и равномерная, за счет исходной мелкозернистой феррито/бейнитно/перлитной структуры и отсутствия выраженной феррито-перлитной полосчатости в основном материале.

Обнаружено, что характер распределения микротвердости в ЗТВ стали после поперечно-винтовой прокатки плавный с постепенным снижением ее значений по мере приближения к основному материалу (от 370 HV и до 185 HV). В ЗТВ стали в горячекатаном состоянии выявлен неоднородный характер распределения микротвердости с существенным ростом значений микротвердости до 640-670 HV. Это связано с формированием высоконапряженной структуры верхнего вырожденного бейнита, характеризующегося длинной реек до 2-2.5 мкм и большой долей М-А составляющей (10-16%) удлиненной формы по границам реек бейнита.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН.

Авторы благодарят Мишина И.П. за помощь в проведении поперечно-винтовой прокатки.

1. S. Němeček, T. Mužík, M. Míšek. Differences between Laser and Arc Welding of HSS Steels // Physics Procedia. 2012. V. 39. C. 67–74.

2. W. Li, L. Ma, P. Peng, Q. Jia, Z. Wan, Y. Zhu, W. Guo. Microstructural evolution and deformation behavior of fiber laser welded QP980 steel joint // Materials Science and Engineering: A. 2018. V.717. P.124–133.

3. L.S. Derevyagina, A.I. Gordienko, A.M. Orishich, A.G. Malikov, N.S. Surikova, M.N. Volochaev. Microstructure of intercritical heat affected zone and toughness of microalloyed steel laser welds // Materials Science & Engineering A. 2020. V. 770. 138522

4. Xiao-wei Chen, Gui-ying Qiao, Xiu-lin Han, Xu Wang, Fu-ren Xiao, Bo Liao Effects of Mo, Cr and Nb on microstructure and mechanical properties of heat affected zone for Nb-bearing X80 pipeline steels // Materials and Design. 2014. V.53. P.888–901.

5. Z. Zhu, L. Kuzmikova, H. Li, and F. Barbarro. The Effect of Chemical Composition on Microstructure and Properties of Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone in X70 Steels // Metallurgical and materials transactions B. 2014. V.45B. P. 229-235.

6. M. Eroglu, M. Aksoy. Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of a low carbon steel // Materials Science and Engineering A. 2000. V. 286. P. 289–297.

7. T. Lolla, Sudarsanam S Babu, Sree Harsha Lalam, Murali Manohar. Understanding the Role of Initial Microstructure on Intercritically Reheated Heat-Affected Zone Microstructures and Properties of Microalloyed Steels // Conference Paper Conference: 9th International Conference on Trends in Welding Research American Society for Metals• June 2012.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-009

ТРЁХУРОВНЕВАЯ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ: ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССОВ СЛОЖНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Грибов Д.С., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Создание и применение математических моделей для описания технологических процессов обработки металлов и сплавов позволяет улучшать существующие и разрабатывать новые режимы термомеханической обработки деталей и конструкций с использованием ограниченного объема экспериментальных данных. В настоящее время широко развиваются конститутивные модели, основанные на многоуровневом описании процессов деформирования с введением внутренних переменных (параметров, характеризующих состояние и эволюцию микроструктуры материала), ориентированных на реальное физическое строение металлов [1]. Данный подход позволяет разрабатывать модели для описания поведения широких классов материалов при различных программах термомеханических воздействий.

Особый интерес представляют процессы пластического деформирования, включающие сложные и циклические воздействия. В таких процессах наблюдаются такие явления как выход напряжений на стационарные значения после ряда циклов знакопеременного нагружения, снижение напряжений течения при смене программы нагружения со сложной на простую, а также явление дополнительного циклического упрочнения (ДЦУ) – увеличения сопротивляемости пластическим деформациям материала при сложном циклическом нагружении (по сравнению с простыми монотонными и циклическими нагружениями) и ряд других. Величина ДЦУ может достигать десятков процентов; анализ известных экспериментальных данных позволяет заключить, что металлы и сплавы с низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ) обнаруживают склонность к более высокому уровню ДЦУ, чем материалы с высокой ЭДУ [2].

Целью работы является разработка многоуровневой упруговязкопластической модели и реализация с ее помощью численных экспериментов по нагружению макрообразцов (представительных макрообъемов) из материалов с разной ЭДУ для описания процессов циклического деформирования металлов и изучения явления ДЦУ. При построении подобных моделей необходимо ориентироваться на реальное строение кристаллических материалов и описание эволюции плотностей дислокаций и барьеров различной природы на системах скольжения.

При построении модели для описания деформирования поликристаллического образца использована структура из трёх структурно-масштабных уровней: макроуровень, мезоуровень-1 и мезоуровень-2. На макроуровне описывается поведение представительного макрообъема материала в терминах тензора напряжения, упругих и пластических составляющих тензора деформации. Иерархическое строение модели позволяет рассчитывать напряжённо-деформированное состояние во всех элементах нижележащего уровня. С макроуровня на мезоуровень-1 передаются кинематические воздействия. При описании деформирования кристаллита используется модель мезоуровня-1 и подмодель мезоуровня-2. Механизмом пластического деформирования полагается движение краевых дислокаций. На мезоуровне-1 описывается механическое состояние кристаллита. Определяемые на мезоуровне-1 касательные напряжения на системах скольжения (СС) передаются в качестве воздействия на мезоуровень-2, где рассматривается эволюция плотностей дефектов, описывается упрочнение, определяются скорости движения дислокаций и скорости сдвигов по СС. В модели мезоуровня-2 используется разделение плотностей дислокаций по системам скольжения на положительные и отрицательные (по заранее условленному правилу, в зависимости от направления экстраплоскости).

На мезоуровне-1 определяются пластическая составляющая меры скорости деформации $\mathbf{z}^{in}$ и компоненты тензора напряжений Коши $\boldsymbol{\sigma}$; с мезоуровня-1 на мезоуровень-2

передаются действующие на СС касательные напряжения $\tau^{(k)}$. Скорости сдвигов $\dot{\gamma}^{(k)}$ определяются на мезоуровне-2 из уравнения Орована по скоростям движения дислокаций и используются для вычисления неупругой составляющей меры скорости деформации на мезоуровне-1.

Эволюционные уравнения для плотностей дислокаций на СС включают соотношения для описания зарождения дислокаций за счет работы источников Франка-Рида, аннигиляции дислокаций разных знаков на одной СС, реакций дислокаций, приводящих к изменению плотности различных барьеров на СС [3]. Значения критических напряжений на СС определяются текущей плотностью дефектов на всех системах. К явным внутренним переменным на мезоуровне-2 относятся средние скорости положительных и отрицательных дислокаций $V_{\pm}^{(k)}$, зависящие от касательных напряжений $\tau^{(k)}$, температура θ, плотности положительных и отрицательных дислокаций $\rho_{+}^{(k)}, \rho_{-}^{(k)}$ и плотности барьеров $\rho_{bar}^{(k)}$ на СС. Полная скорость изменения критических напряжений сдвига $\dot{\tau}_c^{(k)}$ полагается равной сумме составляющих за счет изменения плотностей дислокаций по СС $\dot{\tau}_{c\_дисл}^{(k)}$ и вклада от изменения плотностей барьеров $\dot{\tau}_{c\_бар}^{(k)}$, образуемых расщеплёнными дислокациями. Скорости сдвигов определяются с использованием уравнения Орована в скоростной форме. Подмодель мезоуровня-2 представляется следующей системой:

$$\begin{cases} V_{\pm}^{(k)} = \pm f_1(\tau^{(k)}, \tau_c^{(k)}, \theta) sign(\tau^{(k)}), \\ \dot{\gamma}^{(k)} = (\rho_{+}^{(k)} V_{+}^{(k)} - \rho_{-}^{(k)}) \left|\mathbf{b}\right|^{(k)}, \\ \dot{\rho}^{(k)} = f_2(\tau^{(k)}, \tau_c^{(k)}, \theta, \rho^{(k)}, \rho_{bar}^{(k)}), \\ \dot{\rho}_{bar}^{(kl)} = f_3(\tau^{(k)}, \tau_c^{(k)}, \theta, \rho^{(k)}, \rho_{bar}^{(k)}), \\ \tau_{c0}^{(k)} = \tau_{c\_решетки}^{(k)}, \\ \dot{\tau}_c^{(k)} = \dot{\tau}_{c\_дисл}^{(k)} + \dot{\tau}_{c\_бар}^{(k)}. \end{cases} \quad (1)$$

Для качественной проверки разработанной подмодели было проведено деформирование поликристаллического агрегата из 125 элементов (кристаллитов). Полученные результаты свидетельствуют о существенном росте критических напряжений по неактивным СС, что подтверждает известные данные о превышении упрочнения по неактивным СС (латентное упрочнение) в сравнении с активными. Также в численных экспериментах был отмечен более быстрый рост числа барьеров на расщеплённых дислокациях для латуни по сравнению с медью (что связано с более низкой ЭДУ латуни).

Разработан алгоритм и программа реализации подмодели. Проведен ряд численных экспериментов, качественно подтверждающие способность разработанной подмодели описывать эффект ДЦУ за счет формирования барьеров дислокационной природы и влияние на интенсивность образования последних величины ЭДУ.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 20-79-10235.

1. Трусов П. В., Швейкин А. И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. — Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. — 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV

2. Benallal A., Marquis D. Effects of non-proportional loadings in cyclic elasto-viscoplasticity: experimental, theoretical and numerical aspects // Engineering Computations. – 1988. – Vol.5, Iss 3. – P. 241-247. DOI: 10.1108/eb023742

3. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-010

ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНЫХ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гриняев Ю.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Томский государственный университет, Томск

Теория эффективных свойств (в частности упругих свойств) композиционных материалов имеет множество приложений в геофизике, биологии, материаловедении. Интерес к композиционным материалам обусловлен тем, что соединение компонент приводит к появлением новых свойств, не характерных для исходных компонент. Упругие свойства композиционных материалов зависят от многих факторов: свойств исходных компонент, их объемного содержания, дефектности границ раздела, геометрии всех составляющих композита и их местоположения. Если рассматривать композит как кусочно-непрерывное тело и решать уравнения с требованием непрерывности перемещений и напряжений на границах раздела и полного знания расположения, геометрии всех составляющих композита, то такая задача будет безнадежно сложной. К определению упругих свойств композита, используются различные подходы: статистические методы, вариационные принципы или модели, в которых предполагается конкретная геометрия рассматриваемого композита.[1-3] Во многих случаях предположение однородности и изотропности композита является вполне разумным.

В исследование свойств и структуры неоднородных материалов (в частности твердотельных двухфазных композитов) важнейшее значение принадлежит акустическим методам. Проблема распространения упругих волн в неоднородных средах имеет много важных приложений. Решение этой проблемы является теоретическим обоснованием для понимания того, как неоднородная среда влияет на распространения упругих волн. Обратная проблема – получение информации о рассматриваемой неоднородной среде путем измерения свойств упругих волн, распространяющихся в этой среде. Решение обратной проблемы является ключевой для обоснования неразрушающего метода контроля композиционных материалов

Рассмотрение ведется в рамках теории эффективной среды. В приближении эффективной среды дискретная структура упругого двухфазного композита описывается в рамках взаимно проникающих континуумов. В работе используется лагранжев формализм и принцип наименьшего действия, что позволило получить взаимно зависимые уравнения движения для каждого компонента. Выявлено, что в таком композите распространяются нормальные продольные и поперечные акустические волны. Впервые получено, что если границы раздела фаз имеют несплошности, появляются медленные продольные и поперечные волны. Впервые установлена количественная зависимость между скоростью акустических волн с объемной долей одного из компонент и дефектностью границ раздела фаз. Знание эффективных скоростей продольных и поперечных волн позволяет рассчитать эффективные упругие модули двухфазных композитов. Проведено сопоставление полученных результатов с экспериментальными результатами [1-3] для нескольких композитов. Полученные в работе результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0002.

1. Nguyen B.N., Bapanapalli S.K., Kunc V., Phelps J.H., Tucker C.L. Prediction of the elastic—plastic stress/strain response for injection-molded long-fiber thermoplastics // J Compos Mater. – 2009. – Vol. 43. – P. 217–246.
2. Wiśniewska A., Hernik S., Liber-Kneć A., Egner H. Effective properties of composite material based on total strain energy equivalence // Composites Part B. – 2018. – Vol. 166. – P. 213–220.
3. Upadhyay A., Beniwal R.S., Singh R. Elastic properties of Al2O3–NiAl: a modified version of Hashin–Shtrikman bounds // Continuum Mechanics and Thermodynamics. – 2012. – Vol. 24. – P. 257–266.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-011

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ 3-Х ТОЧЕЧНОГО ИЗГИБА

[1]Дерюгин Е.Е., [2]Богданов А.А.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Томский политехнический университет, Томск*

Важнейшей инженерной характеристикой материала является трещиностойкость. Известны и широко применяются различные способы определения трещиностойкости (вязкости разрушения) материалов. Наиболее простым и доступным методом нагружения малоразмерных образцов является 3-х точечный изгиб стержня прямоугольного сечения с надрезом (рис. 1). Стандартные условия испытаний требуют наличия в вершине надреза усталостной трещины. Нанесение трещины в образце с надрезом является достаточно трудоемкой операцией.

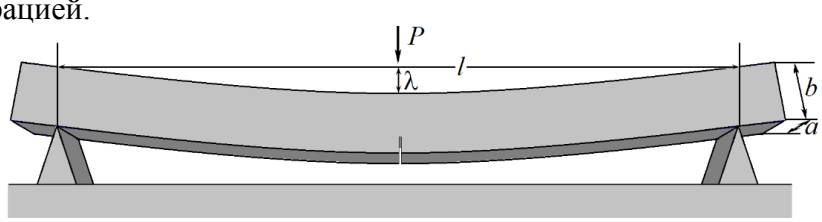


Рис. 1. Схема испытаний образца на 3-х точечный изгиб

Целью данной работы является определение характеристик трещиностойкости технического титана ВТ1-0 с использованием 3-х точечного изгиба образца в виде балки с шевронным надрезом. Для образцов такой конфигурации не требуется операции наведения на конец надреза усталостной трещины. С момента нагружения на конце шевронного надреза возникает большая концентрация напряжения, достаточная для зарождения трещины. При этом трещина сохраняет направление распространения. Геометрия шевронного надреза позволяет фиксировать и продлевать стадию стабильного распространения трещины.

В основе расчетов лежит определение критического значения интенсивности высвобождения упругой энергии при распространении трещины G (удельная энергия разрушения).

Необходимое условие для начала распространения подчиняется уравнению [1]

$$G = \frac{P^2 d\eta}{2adl} = \frac{P^2 d\eta}{dS} \quad (1)$$

где $d\eta/dl$ – изменение податливости образца в процессе распространения трещины, dl – малое расстояние, на которое продвигается прямолинейный фронт трещины, $dS = 2adl$ – элементарное приращение площади поверхности трещины.

Начало спонтанного распространения трещины определяет критическое значение удельной энергии разрушения G_c, которое является основной характеристикой трещиностойкости материала.

При экспериментальной оценке податливости образца использовали метод периодического изменения внешней нагрузки [2]. На рис. 2 приведена диаграмма (1) периодического нагружения «сила P – прогиб λ» технического титана ВТ1-0, полученной на электромеханической машине INSTRON 1518 US. На 3-х точечный изгиб испытан образец в виде стержня прямоугольного сечения $a \times b$ = 5.02×4.23 mm^2. Расстояние между опорами равно l = 60 mm. Угол в вершине шевронного надреза $\alpha = 60^\circ$. На каждом цикле определяли податливость образца по наклону прямой упругой разгрузки: $\eta = \lambda/P$. В процессе нагружения вели непрерывную фотосъемку зоны шевронного надреза камерой PENTAX K-5. По фотоизображениям измеряли длину трещины (рис. 3).

По диаграмме нагружения видно, что в процессе нагружения происходит заметное изменение наклона прямой упругого нагружения, что свидетельствует об увеличении податливости образца и связано с распространением трещины в зоне шевронного надреза. Кривая 2 на рис. 2 представляет зависимость податливости образца от величины прогиба. На

начальной стадии, как и следовало ожидать, податливости образца не изменяется, оставаясь на уровне $\eta = 1.25 \cdot 10^{-3}$ mm/N. С момента достижения максимальной нагрузки податливость начинает плавно увеличиваться с ускорением.

Зависимость податливости от длины трещины изменяется практически по линейному закону (рис. 4). Производная податливости по длины трещины согласно линейной зависимости в данном случае равна $dh/dl = 2.31$ N^{-1}. Подставляя это значение в уравнение (1), получим критическую величину удельной энергии разрушения $G_c = 64.5$ kJ/m^2, которая соответствует критическому значению коэффициента интенсивности напряжений $K_{Ic} = 52.25$ MPa·m$^{1/2}$. Полученный результат, близок к справочному значению трещиностойкости технического титана ВТ1-0 [3].

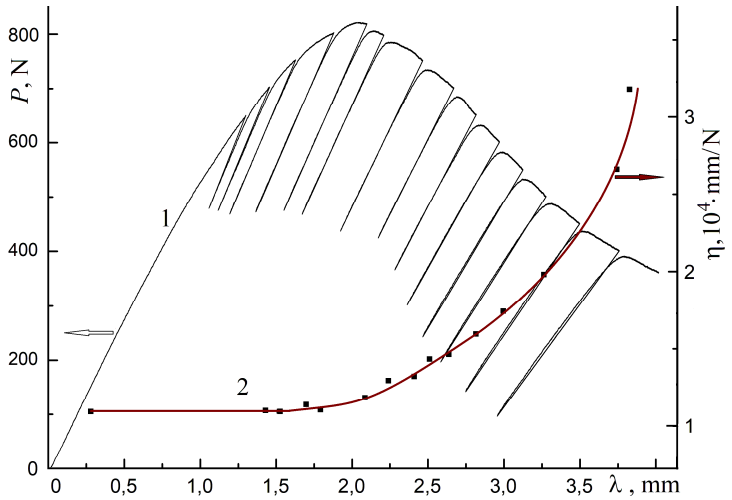


Рис. 2. Диаграмма циклического нагружения титана ВТ1-0 (1) и зависимость податливости образца от прогиба (1)

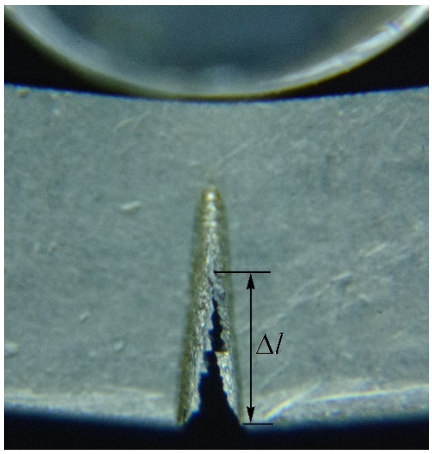


Рис. 3. Трещина в зоне шевронного надреза

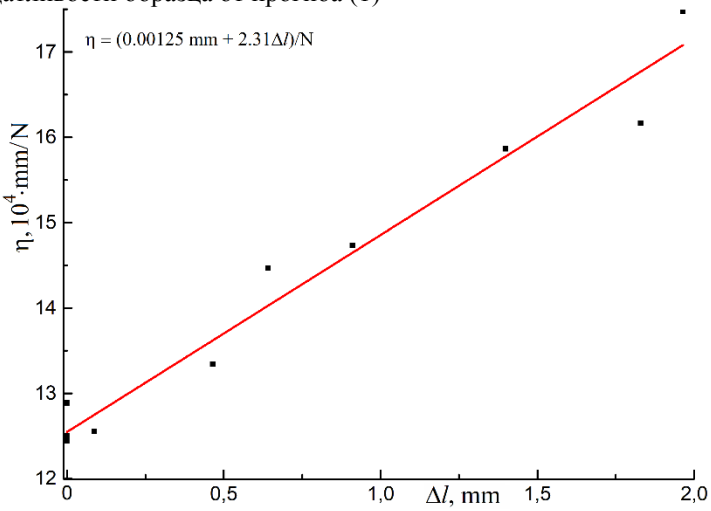


Рис. 4. Зависимость податливости от длины трещины

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.1.1.

1. Hertzberg R.W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. 3rd ed. New York Wiley. –1989.
2. Kanga J., Shena G., Lianga J., Gianettoa J. Influence of Constraint on J-resistance Curves for an X100 Pipe Steel // Procedia Materials Science 2014. №3. С. 239–245. doi: 10.1016/j.mspro.2014.06.042.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ. – 2009. – 520 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-012

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ГЛАВНЫХ КОМПОНЕНТ ПРИ ВИХРЕТОКОВОМ КОНТРОЛЕ МАГНИТНЫХ СТАЛЕЙ

[1]Егоров А.В., [1,2]Поляков В.В., [3]Kucheryavskiy S.V., [1]Рудер Д.Д.
[1]Алтайский государственный университет, Барнаул
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[3]Aalborg University, Esbjerg

Широкое практическое использование стальных изделий с диэлектрическими покрытиями определяет важность диагностики и контроля этих материалов и изготовленных из них конструкций. Одним из эффективных методов неразрушающего контроля является метод вихревых токов [1, 2]. Он чувствителен к дефектам строения, изменениям магнитной проницаемости и удельной проводимости, к толщине металлической подложки и нанесенного покрытия и к ряду других факторов. В то же время одновременное конкурирующее воздействие этих факторов на результаты вихретоковых измерений приводит к тому, что разделить их влияние и выделить диагностируемую характеристику весьма затруднительно [3]. Перспективным подходом, обеспечивающим разделение влияющих факторов, является обработка результатов вихретоковых измерений на основе математического аппарата многомерного анализа. Этот подход был успешно применен к немагнитным металлическим материалам, а также к слабомагнитным сплавам на основе меди [4, 5]. Для этих материалов с помощью метода главных компонент по результатам вихретоковых измерений были проведены оценки толщин металлических пластин и нанесенных на них диэлектрических покрытий [6]. В настоящей работе данный подход применяется к вихретоковым измерениям для сталей различного состава.

Измерения проводились для образцов конструкционной углеродистой стали Ст3 и инструментальной легированной стали 9ХС. Образцы для измерений имели толщину d = 10 мм и размер плоской поверхности не менее 100х100 мм для исключения краевых эффектов. Величина диэлектрического покрытия h моделировалась диэлектрическими прокладками и изменялась в интервале от h = 0 до h = 1,5 мм. Удельная электрическая проводимость σ образцов определялась по четырехточечному методу. Для измерения магнитной проницаемости μ применялся баллистический метод (напряженность намагничивающего поля равнялась 10А/м). Полученные значения составляли σ = 6,4 МСм/м, μ=100 для Ст3 и σ = 2,5 МСм/м, μ=20 для стали 9ХС.

Испытания для стальных образцов проводились на основе многочастотных вихретоковых измерений с использованием экспериментальной методики, при которой возбуждающий сигнал содержал специально подобранный набор гармоник с фиксированными частотами. При измерениях применялся накладной параметрический датчик, представлявший собой катушку индуктивности диаметром 20 мм с ферритовым сердечником. Испытания осуществлялись на 10 фиксированных частотах в интервале от 100 Гц до 10 кГц.

При обработке результатов вихретоковых измерений методами многомерного анализа данных [4, 5] весь массив полученных опытных значений при исследовании стальных образцов формировал многомерное пространство. Совокупность данных для конкретного образца, включавшая в себя точки экспериментального годографа, электрические и магнитные характеристики, а также толщину покрытия, рассматривалась в качестве координат точки этого пространства. Образцы с близкими свойствами описывались точками, образовывавшими связные кластеры. При калибровке и тестировании построенных регрессионных моделей, которые связывали контролируемые характеристики с координатами многомерного пространства, использовались различные выборки с результатами независимых измерений. Проведенные расчеты позволили разделить основные физические и технологические факторы, влиявшие на результаты вихретоковых измерений, и оценить толщину диэлектрического покрытия, нанесенного на стальные образцы.

Описанный подход может быть использован при осуществлении неразрушающей вихретоковой диагностики изделий из стали с защитными и упрочняющими покрытиями.

1. Auld B.A.; Moulder J.C. Review of advances in eddy current nondestructive evaluation. Journal of Nondestructive Evaluation. 1999. Vol. 18/ Pp, 3–36. doi:10.1023/a:1021898520626.
2. García-Martín J.; Gómez-Gil J.; Vázquez-Sánchez E. Non-Destructive Techniques Based on Eddy Current Testing. Sensors. 2011. Vol. 11. Pp.2525–2565. doi:10.3390/s110302525.
3. Шубочкин А.Е. Развитие и современное состояние вихретокового метода неразрушающего контроля. М.: Издательский дом «Спектр», 2014. – 288 с.
4. Egorov A.; Kucheryavskiy S.; Polyakov V. Resolution of effects in multi-frequency eddy 354 current data for reliable diagnostics of conductive materials. Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems/ 2017. Vol. 160. Pp. 8–12. doi:10.1016/j.chemolab.2016.11.007.
5. Kucheryavskiy S., Egorov A., Polyakov V. Coupling analytical models and machine learning methods for fast and reliable resolution of effects in multifrequency eddy-current sensors. Sensors. 2021. Vol 21. Iss. 2. 618. doi.org/10.3390/s21020618.
6. Egorov A.V., Polyakov V.V. The Application of Principal-Component Analysis during Eddy-Current Testing of Aluminum Alloys. Russian Journal of Nondestructive Testing. 2015. Vol. 51. No. 10. Pp. 633-638**.** doi: 10.1134/S1061830915100034.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-013

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕКСТУРЫ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В α-ТИТАНЕ

[1,2]Емельянова Е.С., [1,2]Писарев М., [1]Зиновьева О.С., [1]Романова В.А.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Томский государственный университет, Томск*

В настоящей работе проведено численное исследование влияния кристаллографической текстуры поликристаллического титана на развитие деформационного рельефа и эволюцию напряженно-деформированного состояния в процессе одноосного растяжения.

Трехмерные модели α-титана с явным учетом внутренней структуры и текстуры разработаны на основе физической теории пластичности кристаллов, учитывающей анизотропию свойств, связанную с кристаллографическим строением. Геометрическим моделям, сгенерированным методом пошагового заполнения [1], присвоены 4 набора углов Эйлера, задающих базисную текстуру различной остроты: призматические оси гексагональных зерен титана отклонялись от нормали к свободной поверхности в пределах ±10°, ±20°, ±40° и ±60°, соответственно. Краевые задачи в динамической постановке решались методом конечных элементов с использованием пакета Abaqus.

Для валидации построенной модели проведено сравнение расчетных кривой «напряжение-деформация» с экспериментальной [2], где материал характеризовался базисной текстурой с отклонением призматических осей от нормали к свободной поверхности в пределах ±40°. Отклонение на всем исследованном промежутке не превышает 3%.

По результатам расчетов сделаны выводы о влиянии кристаллографической текстуры на эволюцию напряженно-деформированного состояния и деформационного рельефа в условиях одноосного растяжения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).

1. Romanova V., Balokhonov R. A method of step-by-step packing and its application in generating 3D microstructures of polycrystalline and composite materials // Engineering with Computers. 2021. Vol. 37. P. 241-250.
2. Early prediction of macroscale plastic strain localization in titanium from observation of mesoscale surface roughening / V. Romanova, R. Balokhonov, E. Emelianova [et al]. International Journal of Mechanical Sciences. 2019. Vol. 161-162. 105047.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-014

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CoNiAl

Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Циклическое (многократно прикладываемое) нагружение при эксплуатации в различных температурных условиях в большинстве случаев приводит к деградации рабочих параметров демпферов вплоть до их разрушения. Поэтому важно исследовать циклическую стабильность сверхэластичности (СЭ), за счет которой реализуются демпфирующие свойства сплавов с памятью формы. Это позволит предсказать появление дефектов в структуре материалов, предотвратить их развитие и преждевременное разрушение устройств в результате эксплуатации.

Для исследования выбраны образцы монокристаллов сплава $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ (ат. %) в форме прямоугольных параллелепипедов. Ось сжатия $[001]_{B2}$ соответствует длинной стороне образца. Образцы были гомогенизированы в течение 0,5 ч при 1623 К и закалены в воду. После закалки кристаллы находятся в двухфазном состоянии из B2-аустенита и γ-фазы. Частицы γ-фазы имеют ГЦК решетку, при этом они не испытывают B2-$L1_0$ мартенситное превращение (МП), в отличие от B2-матрицы, и повышают пластичность материала [1]. Объемная доля γ-частиц составляет не более ~5 %.

Часть закаленных образцов старили в течение 0,5 ч при температуре 573 К. Старение приводит к изменению микроструктуры, по сравнению с исходным состоянием, а именно выделяются наноразмерные ε-Co частицы объемной долей ~20 % (обогащены по кобальту и имеют ГПУ решетку), также не испытывающие МП. Наличие наноразмерных частиц приводит к увеличению сил трения при движении межфазной границы и упрочнению высокотемпературной B2-фазы. В результате температуры B2-$L1_0$ МП M_s, M_f, A_s, A_f смещаются в низкотемпературную область. Изменение температуры M_s после старения составляет ΔM_s=52 К по сравнению с закаленным состоянием (M_s=271 К). Интервалы прямого и обратного превращений и температурный гистерезис увеличиваются, по сравнению с исходным состоянием ($\Delta_1=\Delta_2$=40-42 К, ΔT=15 К), и равны $\Delta_1=\Delta_2$=50-51 К, ΔT=19 К

На исходных и состаренных монокристаллах проводили циклические испытания под нагрузкой в условиях СЭ. В закаленных образцах СЭ развивается в температурном интервале от 373 К до 473 К. Выделение частиц в состаренных монокристаллах приводит к упрочнению материала и снижению температуры МП M_s, что создает условия для развития СЭ в широком температурном интервале от 223 К до 548 К. Таким образом, в состаренных кристаллах циклические испытания проводили в различных температурных условиях при низкой Т=248 К, комнатной Т=298 К и повышенной Т=423 К температурах. В закаленных кристаллах – только при повышенных температурах Т=423 К. На рисунке 1 показаны кривые СЭ от количества циклов нагрузка/разгрузка при различных температурах для исследуемых монокристаллов. Все образцы выдерживают 100 циклов нагрузка/разгрузка.

При циклических испытаниях в условиях низких температур в состаренных кристаллах наблюдается деградация СЭ (рис. 1 а). В 1-ом цикле имеет место необратимая деформация $\varepsilon_{необ}$=0,2 %. Критические напряжения $\sigma_{кр}$, механический гистерезис $\Delta\sigma$ и обратимая деформация $\varepsilon_{СЭ}$ уменьшаются с увеличением числа циклов n от 1 до 100: $\sigma_{кр}$ и $\Delta\sigma$ уменьшаются на 13-14 МПа, $\varepsilon_{СЭ}$ – на 0,8 % по сравнению с n=1 ($\sigma_{кр}$=116 МПа, $\Delta\sigma$=43 МПа, $\varepsilon_{СЭ}$=1,8 %). Электронно-микроскопические исследования после данных циклических испытаний показали, что основным механизмом деградации СЭ являются остаточный стабилизированный $L1_0$-мартенсит и одиночные дислокации. Отметим, что условия исследования циклической стабильности СЭ при Т=248 К были «жесткими», т. е. постоянной поддерживалась деформация, что может приводить к существенной деградации свойств [2].

При комнатной и повышенной температуре в циклах нагрузка/разгрузка постоянной

поддерживалась нагрузка – «мягкие» условия испытаний [2]. Состаренные кристаллы при Т=298 К и Т=423 К и закаленные кристаллы при Т=423 К демонстрируют высокую циклическую стабильность СЭ. Напряжения $\sigma_{кр}$, гистерезис $\Delta\sigma$ испытывают значительные изменения только в первых 3-ех циклах и далее остаются постоянными n=3-100. Деформация $\varepsilon_{СЭ}$ не зависит от числа циклов n и необратимая деформация отсутствует (рис. 1 б).

При комнатной температуре в состаренных кристаллах величины $\sigma_{кр}$ и $\Delta\sigma$ уменьшаются на 6-7 МПа относительно n=1 ($\sigma_{кр}$=144 МПа, $\Delta\sigma$=54 МПа) и далее остаются постоянными n=3-100, а обратимая деформация в циклах n=1-100 равна $\varepsilon_{СЭ}$=2,0 % (рис. 1 б). На состаренных кристаллах выполнено дополнительно еще 9900 циклов нагрузка/разгрузка при комнатной температуре (всего 10000 циклов нагрузка/разгрузка). Показано, что состаренные кристаллы демонстрируют высокую устойчивость параметров СЭ в данных условиях и выдерживают 10000 циклов без существенной деградации, значения $\sigma_{кр}$, $\Delta\sigma$ и $\varepsilon_{СЭ}$ изменяются в пределах погрешности измерений.

При повышенной температуре в цикле n=1 критические напряжения и механический гистерезис равны $\sigma_{кр}$=180 МПа, $\Delta\sigma$=48 МПа для исходных кристаллов и $\sigma_{кр}$=386 МПа, $\Delta\sigma$=45 МПа для состаренных кристаллов. В последующих циклах n=3-100 данные характеристики уменьшаются и равны $\sigma_{кр}$=170 МПа, $\Delta\sigma$=40 МПа для исходных кристаллов и $\sigma_{кр}$=383 МПа, $\Delta\sigma$=43 МПа для состаренных кристаллов. Обратимая деформация не изменяется при циклических испытаниях при Т=423 К и равна $\varepsilon_{СЭ}$=1,6 % для исходного состояния и $\varepsilon_{СЭ}$=1,0 % для состаренного состояния (рис. 1б). Электронно-микроскопически обнаруживаются одиночные дислокации и микроламели $L1_0$-мартенсита, которые являются основными механизмами деградации в первых 3-ех циклах.

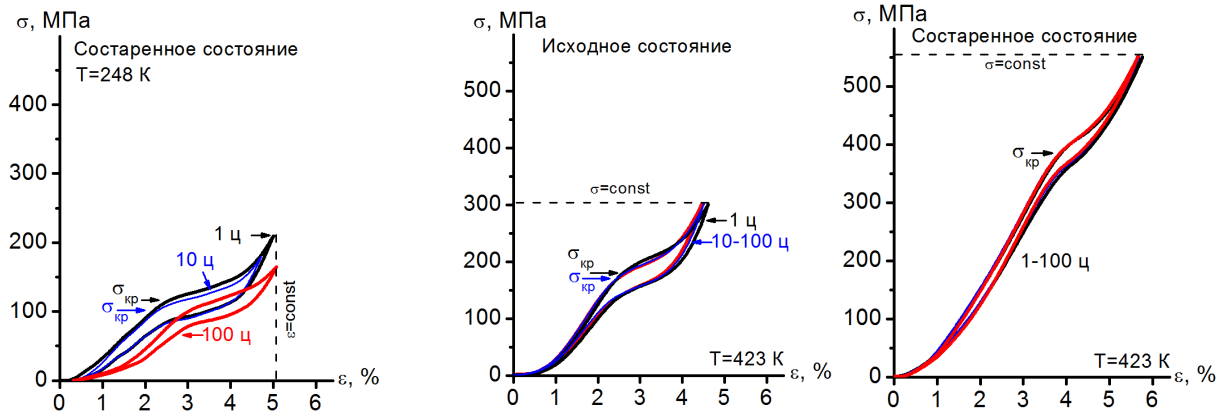


Рис. 1. Кривые СЭ в зависимости от числа циклов для $[001]_{B2}$-монокристаллов $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ при Т=248 К (а) и при Т=423 К (б)

Итак, экспериментально показано, что закаленные и состаренные $[001]_{B2}$-монокристаллы $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ демонстрируют высокую циклическую стабильность СЭ при комнатной и повышенной температурах в «мягких» условиях исследования. В состаренных кристаллах реализуется 10000 циклов стабильной СЭ при Т=298 К без существенной деградации. В «жестких» условиях исследования при низких температурах в состаренных кристаллах наблюдается деградация СЭ за счет образования остаточного $L1_0$-мартенсита и дислокаций.

1. Bartova B., Wiese N., Schryvers D., Chapman J.N., Ignacova S. Microstructure of precipitates and magnetic domain structure in an annealed $Co_{38}Ni_{33}Al_{29}$ shape memory alloy // Acta Mater. 2008. V. 56. P. 4470–4476.
2. Zotov N., Pfund M., Polatidis E., Mark A.F., Mittemeijer E.J. Change of transformation mechanism during pseudoelastic cycling of NiTi shape memory alloys // Mater. Sci. Eng., A. 2017. V. 682. P. 178–191.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-015

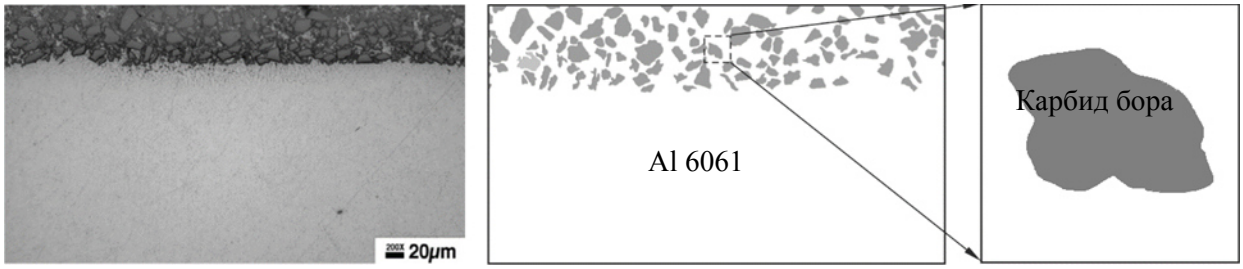
ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ НА ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛА С ДВУХСЛОЙНЫМ КОМПОЗИЦИОННЫМ ПОКРЫТИЕМ

[1,2]Землянов А.В., [1]Балохонов Р.Р.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский государственный университет, Томск

Исследованы процессы локализации пластических деформаций и разрушения в металлокерамическом композитном покрытии «алюминий-карбид бора» на разных масштабных уровнях при охлаждении и последующем механическом нагружении. Двумерные динамические краевые задачи в плоско-напряженной постановке решались численно методом конечных элементов с помощью модуля Explicit программного комплекса Abaqus. Структура композиционных материалов и композиционных покрытий учитывает сложную, экспериментально наблюдаемую форму включений в явном виде (рис. 1).



а б в

Рис. 1. Экспериментальная (а) и модельные (б), (в) структуры композиционного покрытия

Использовались изотропные модели упругопластической алюминиевой матрицы и упругих керамических включений. Для исследования процессов зарождения и распространения трещин в керамических частицах был выбран критерий разрушения типа Губера, учитывающий локальное напряженное состояние керамического материала. Рассмотрен материал с двухслойным покрытием. Варьировалось расположение слоев с частицами карбидов бора и вольфрама. Рассмотрено влияние свойств двухслойного покрытия на прочность композиционного материала. Выявлены особенности формирования и эволюции остаточных напряжений в областях объемного растяжения и локализации пластической деформации в металлической матрице и керамических частицах. Результаты моделирования сопоставлены с результатами, которые получены при расчете механического нагружения без учета остаточных напряжений [1].

Таблица 1. Механические свойства материалов

Материал	ρ, г/см^3	K, ГПа	μ, ГПа	σ_S, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	C_{ten}, МПа	Ccom, ГПа	α, 10^{-6} °C^{-1}
Al6061	2,7	66	26	125	55	-	-	22
B_4C	2,6	235	197	-	-	500	5	4,5

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (Проект № 18-19-00273, https://rscf.ru/project/18-19-00273/)

1. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova, S. Schmauder, E.S. Emelianova. A numerical study of plastic strain localization and fracture across multiple spatial scales in materials with metal-matrix composite coatings // Theoretical and Applied Fracture Mechanics 101 (2019) 342–355.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-016

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОЙ СРЕДЫ

Зуев Л.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Предложена автоволновая модель развития локализованной пластичности твердых тел, основанная на большом экспериментальном материале. В ее основе лежат экспериментальные данные о самопроизвольном расслоении деформируемой среды при пластическом течении на активные и пассивные слои, правильным образом чередующиеся в пространстве, эволюционирующие во времени и образующие специфические картины (паттерны).

Расслоение с одной стороны свидетельствует о том, что пластическая деформация протекает локализованным образом от предела текучести до разрушения, а с другой оно эквивалентно рождению деформационной структуры, то есть, самоорганизации среды с дефектами. В настоящей работе развивается этот взгляд на природу пластической деформации и анализируются, главным образом, вопросы физико-механической интерпретации экспериментальных данных о локализации деформации.

Важнейшей особенностью паттернов локализации является строгое соответствие их формы действующему закону деформационного упрочнения $\theta(\varepsilon)$, где $\theta = E^{-1}\cdot d\sigma/d\varepsilon$ - коэффициент деформационного упрочнения, σ – напряжение, а ε – деформация. Стадиям деформационного упрочнения материалов соответствуют паттерны, которые отождествляются с одним из автоволновых процессов, генерируемых в материале при деформации. Пластическая деформация зарождается на пределе текучести как автоволна переключения (I), которая на стадии линейного упрочнения преобразуется в фазовую автоволну (II). Последняя на параболической стадии упрочнения сменяется стационарной диссипативной структурой (III). Процесс деформации завершается коллапсом автоволны (IV), подготавливающим вязкое разрушение. В рамках такого подхода деформацию можно рассматривать как закономерную, определяемую только состоянием деформируемой среды, последовательность волнового (упругость) и автоволновых (пластичность) процессов.

При количественной обработке характеристик деформационных паттернов, формирующихся во всех материалах, выяснилось, что для каждого из них длина автоволны λ и скорость ее распространения V_{aw}, а также расстояние между плотноупакованными плоскостями в кристалле χ и скорость упругих поперечных волн V_t образуют безразмерную величину почти постоянную для всех исследованных материалов

$$\frac{\lambda \cdot V_{aw}}{\chi \cdot V_t} \equiv \frac{\lambda}{\chi} \cdot \frac{V_{aw}}{V_t} = const = \hat{Z} \approx \frac{1}{2}. \qquad (1)$$

Названное «*упругопластическим инвариантом деформации*» уравнение (1) связывает характеристики упругих волн (χ и V_t) и автоволн локализованного пластического течения (λ и V_{aw}), то есть, периодических процессов, контролирующих эволюцию упругой и пластической частей общей деформации среды, соответственно. Связь упругих волн и пластических автоволн в твердых телах, заданная инвариантом (1), играет фундаментальную роль в развитии представлений о природе пластической деформации, заставляя говорить о ней как о процессе взаимообусловленного и одновременного перераспределения областей упругих напряжений и очагов локализованной пластичности.

Инвариант (1) играет роль *основного уравнения* развиваемой автоволновой модели пластической деформации. Из него путем несложных преобразований выводятся главные закономерности поведения автоволн локализованного пластического течения, по крайней мере, для стадии линейного деформационного упрочнения, когда $\sigma \sim \varepsilon$. Так, преобразуя уравнение (1), можно получить соотношение

$$V_{aw} = V_0 + \Xi/\theta \sim \theta^{-1}, \qquad (2)$$

определяющее скорость распространения автоволн (V_0 и Ξ - константы). На этой стадии V_{aw} = 10^{-5}…10^{-4} м/с. Из инварианта (1) также следует квадратичное дисперсионное соотношение для

автоволн локализованной пластичности, характерное для процессов самоорганизации сред

$$\omega(k) = \omega_0 + \alpha(k - k_0)^2, \tag{3}$$

где ω_0, k_0 и α - константы. Наконец, зависимость длины автоволны $\lambda \approx 10^{-2}$ м от размера зерна деформируемого металла в интервале $2\cdot10^{-6} \le \delta \le 10^{-2}$ м описывается логистической функцией, также следующей из (1)

$$\lambda(\delta) = \lambda_0 + \frac{a_1/a_2}{1 + C\cdot\exp(-a_1\delta)}, \tag{4}$$

где λ_0, a_1 и a_2 – константы, а C – постоянная интегрирования. Однако для развития автоволновой модели деформации очень существенна их связь, следующая из инварианта (1). Заметим, что при выводе уравнений (2)-(4) удается выразить эмпирические константы, входящие в них, через материальные характеристики деформируемой среды.

В рамках дислокационных моделей деформационное упрочнение материалов определяется взаимодействием дислокаций. Физический смысл зависимости (2) может быть объяснен в рамках теории деформационного упрочнения, согласно которой коэффициент деформационного упрочнения θ есть отношение энергии $W \approx Gb^2\rho_s$ неподвижных дислокаций, накопленных при пластическом деформировании, к энергии $Q \approx \tau b L_d \rho_m$, рассеянной при движении дислокаций (b – вектор Бюргерса дислокаций, ρ_s и ρ_m – плотности накопленных и подвижных дислокаций, L_d – длина пробега последних). Следовательно

$$\theta \sim \frac{W}{Q} \sim \frac{Gb^2\rho_s}{\tau b L_d \rho_m} \sim \frac{b}{\varepsilon_e L_d}\cdot\frac{\rho_s}{\rho_m} \tag{5}$$

где $\varepsilon_e = \tau/G$, $L_d = \Lambda\cdot(\varepsilon - \varepsilon^*)^{-1}$, Λ – константа, зависящая от сорта материала, а ε^* – деформация начала линейной стадии деформационного упрочнения. В этом случае из (2) следует

$$V_{aw} \sim \Xi\cdot\frac{\Lambda}{b}\cdot\frac{\varepsilon - \varepsilon^*}{\varepsilon_e}\cdot\frac{\rho_m}{\rho_s}. \tag{6}$$

При пластическом течении рост плотности накопленных дефектов увеличивает W и снижает, согласно (6), V_{aw}. Напротив, увеличение энергии Q, рассеянной в тепло, приводит к разогреву деформируемой среды, повышая вероятность протекания термоактивированных актов пластической деформации и увеличивая V_{aw}.

Рассмотрим решение одной технологической задачи, связанной с неоднородностью и локализацией деформации при холодной прокатке тонкостенных оболочечных труб из многокомпонентного сплав циркония с повышенной прочностью для тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. Холодная прокатка на пилигримном стане является заключительным этапом изготовления труб и осуществляется из заготовки в форме конической гильзы. Частые случаи разрушения гильз в одном и том же сечении не удавалось связать со структурной неоднородностью металла и с вариациями его механических свойств. Традиционно определяемые механические характеристики (пределы текучести и прочности, удлинение до разрыва, сужение поперечного сечения), найденные из диаграмм деформации, а также твердость не обнаружили каких-либо признаков систематического изменения и не давали информации о свойствах металла заготовки.

Причину разрушения удалось установить, применив автоволновые представления о природе локализации пластического течения и технику спекл-фотографии для визуализации зон локализации. Было найдено опасное сечение заготовки А-А, по которому в большинстве случаев происходило разрушение при прокатке. Это означает, что на предыдущих этапах прокатки в заготовке появился ступенеобразный скачок деформируемости материала, проявляющийся на картинах локализации пластического течения. Этот скачок связан с остаточными внутренними напряжениями, возникшими при изготовлении гильзы. Анализ форм распределений $\varepsilon_{xx}(x)$ показал, что они пригодны для контроля пластических свойств исследуемого сплава на разных стадиях технологического процесса. Оптимизация формы валков и оправки, используемых как инструмент при прокатке гильз, позволила добиться более однородного распределения деформируемости металла по длине и избежать разрушения гильз на финишной стадии прокатки труб.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-19-00075).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-017

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ Ti-6Al-4V ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ В КОЛОННЕ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕГО ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА

Казанцева Л.А., Панин А.В., Казаченок М.С., Перевалова О.Б., Мартынов С.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Микроструктура 3D-напечатанных титановых изделий существенно отличается от микроструктуры аналогичных изделий, изготовленных методами литья и штамповки. Прежде всего, это проявляется в направленном росте зерен и формировании кристаллической текстуры 3D-напечатанных изделий. Например, в процессе 3D печати титанового сплава Ti-6Al-4V при формировании каждого нового слоя первоначально имеет место эпитаксиальный рост столбчатых первичных зерен β-Ti. В свою очередь, быстрое охлаждение в условиях высоких градиентов температуры обусловливает бездиффузионное мартенситное превращение β-Ti в α-Ti, которое приводит к образованию видманштеттовой или игольчатой α фазы или мартенситной α′ фазы. Кроме того, в 3D-напечатанных материалах присутствуют высокие остаточные напряжения, оказывающие негативное влияние на их механические свойства. Соответственно перед разработчиками методов 3D печати стоит актуальная задача детально исследовать неравновесную структуру 3D-напечатанных материалов, а также выяснить закономерности ее эволюции в процессе механического или термического нагружения. Целью настоящей работы является исследование изменения микроструктуры и фазового состава 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4Vсплава при одноосном растяжении в колонне просвечивающего электронного микроскопа.

Послойную 3D-печать экспериментальных образцов из проволоки Ti-6Al-4V сплава методом электронно-лучевой проволочной аддитивной технологией проводили на оборудовании 6Е400 (ООО «НПК ТЭТа», Томск), оснащенной электронной пушкой с плазменным катодом в вакуумной камере. Исследования ПЭМ *in situ* осуществляли с использованием микроскопа JEM 2100 (JEOL, Япония) работающем при напряжении 200 кВ. Эксперимент ПЭМ *in situ* растяжение проводили при комнатной температуре с использованием натяжного держателя с одинарным наклоном (Gatan, model 654). Используя светлопольные, темнопольные изображения, а также микродифракционные картины исследовали микроструктуру и фазовый состав сплава. Подготовку образцов для ПЭМ осуществляли в несколько этапов. Вырезка заготовки в форме пластинок толщиной ~1 мм, механическая шлифовка и ионная полировка. Ионную полировку проводили с использованием системы прецизионной ионной полировки Gatan (PIPS) (JEOL, Япония) пучком ионов аргона в вакууме при напряжении 6-8 кВ и угле скольжения 5-7°. Фольга на растяжение методом ПЭМ *in situ* имела длину 11,5 мм, ширину 2,5 мм и толщину ~100 мкм.

В настоящей работе исследована эволюция микроструктуры 3D-напечатанных образцов сплава Ti-6Al-4V при одноосном растяжении в колонне ПЭМ. Исследования методом ПЭМ показали, что микроструктура 3D-напечатанных образцов сплава Ti-6Al-4V состоит из α-ламелей и прослоек β-фазы по их границам. С помощью *in situ* испытаний на растяжение в условиях ПЭМ показано, что при нагружении образца в ламелях α-Ti деформация развивается путем скольжения дислокаций, при этом деформационного двойникования в фазе α-Ti в настоящей работе не обнаружено. Дислокационное скольжение обусловливает сдвиг внутри пластины α фазы. Кроме того, в процессе *in situ* одноосного растяжения титанового сплава Ti-6Al-4V на границах между ламелями α-Ti и прослойками β-Ti наблюдается формирование неравновесной фазы α"-Ti.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №21-19-00795).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-018

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ TI-6AL-4V ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Казаченок М.С., Мартынов С.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время наблюдается громадный интерес к проведению фундаментальных, поисковых и прикладных исследований в области аддитивных производственных технологий, среди которых наиболее востребованным и активно развивающимся является «металлическое» направление – производство деталей из конструкционных материалов для сложных узлов аэрокосмической, транспортной и оборонной техники. Микроструктура 3D-напечатанных изделий существенно отличается от микроструктуры аналогичных изделий, изготовленных методами литья и штамповки. В частности, вследствие быстрой кристаллизации ванны расплава, ее направленного охлаждения, а также многократных фазовых переходов, вызванных повторяющимися термическими циклами, микроструктура 3D-напечатанных образцов широко используемого титанового сплава Ti-6Al-4V состоит из первичных зерен β фазы, содержащих пластинчатую α фазу, сгруппированную в пакеты. Однако пластинчатая микроструктура неоднородно деформируется вследствие анизотропной кристаллической структуры α фазы. В настоящей работе исследованы механизмы деформации и разрушения 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V при различных скоростях деформации.

3D печать образцов титанового сплава Ti-6Al-4V осуществляли на модернизированной установке для электронно-лучевой сварки 6Е400 (ООО «НПК ТЭТа», Томск, Россия) методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии. В качестве исходного материала использовалась титановая проволока марки Grade 5 диаметром 1.6 мм. Плавление проволоки осуществлялось электронной пушкой с плазменным катодом при ускоряющем напряжении 30 кВ. Ток пучка варьировался в диапазоне 17-24 мА. Микроструктуру 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V изучали с помощью оптического микроскопа Zeiss Axiovert 40 MAT.

Одноосное статическое растяжение 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V, вырезанных в форме двусторонней лопатки с размерами рабочей части 3×2×20 мм^3, выполняли при комнатной температуре на испытательной машине INSTRON 5582 при скорости перемещения захватов 0.3 – 40 мм/мин. Рельеф, развивающийся на поверхности 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V после испытания на одноосное растяжение, и фрактографию излома разрушенных образцов исследовали с помощью растрового электронного микроскопа LEO EVO 50. Для исследования деформационного рельефа поверхность образцов перед одноосным растяжением подвергали механической шлифовке и полировке.

В настоящей работе с использованием методов современного физического материаловедения и высокоскоростной камеры исследованы микроструктура и закономерности распространения полос локализованной деформации в 3D-напечатанных образцах титанового сплава Ti-6Al-4V при различных скоростях нагружения. Продемонстрировано влияние полос локализованной деформации на механизм разрушения образцов Ti-6Al-4V.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №21-19-00795).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-019

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ПОРИСТОГО YSZ НА ИЗМЕНЕНИЕ ДЗЕТА-ПОТЕНЦИАЛА

[1,2]Каспарян С.О., [1]Казанцев С.О., [1,2]Кульков С.Н.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Создание биоинертных материалов является одной из ключевых проблем современного материаловедения. Особую проблему представляет разработка новейших материалов медицинского назначения, предназначенных для контакта со средой живого организма, в качестве имплантатов для остеосинтеза. Изготовление подобных имплантатов предусматривает использование биоинертных металлов, сплавов и керамик с покрытием, требующим физико-химическую совместимость, а также соответствующую морфологию поверхности. Процесс взаимодействия клеток с поверхностью связан с электрокинетическими свойствами поверхности биоматериалов, о дзета-потенциале, включая морфологию поверхности.

В работе изучены керамические образцы диоксида циркония, стабилизированного 3мол% иттрием с пористостью 15% и 50%, обработанные высокочастотной низкотемпературной плазмой. Обработка проводилась в установке, генерирующей низкотемпературную плазму в воздушной среде при атмосферном давлении. Параметры обработки: частота 1000 Гц, длительность импульсов 20000 нс, энергия каждого импульса составляла 0,32 кДж и время обработки 15 мин. Для обеспечения равномерной обработки керамических образцов производилось их перемешивание посредством вращения камеры, во избежание разрушения образцов скорость вращения составляла 50 об/мин.

Дзета-потенциал поверхности керамических образцов измеряли прибором Malvern Zetasizer NANO, с точностью до 0,01. Образец разрезали на прямоугольные части размером 7x4 (мм) и толщиной около 1,5 мм. Подача электрического поля приводила к перемещению частиц или молекул, обладающих результирующим зарядом, к противоположно заряженному электроду со скоростью подвижности, которая связана с дзета-потенциалом.

Диаграммы зависимости показывают, что низкотемпературная плазменная обработка приводит к изменению зарядового состояния поверхности образца и увеличению дзета-потенциала. При этом образцы с пористостью 15% показали значение -24,9 мВ для необработанных образцов и 9,5 мВ для обработанных образцов. Для образцов с пористостью 50% в исходном состоянии -38,7 мВ, а обработанные плазмой -11 мВ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0005.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-020

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОПЕРЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ПРИ ОДНООСНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Кашин А.Д., Кульков А.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе представлены результаты лабораторных испытаний и анализа механического поведения образцов из Al_2O_3 при механических испытаниях на одноосное сжатие с одновременной фиксацией поперечной деформации. Образцы с различной пористостью были получены при различных температурах спекания. Показано, что увеличение прочности и, соответственно, уменьшение пористости существенно определяют изменение коэффициента Пуассона при нагружении, причем это изменение начинается задолго до появления первых внутренних микротрещин во внутренних частях материала, т.е. эти результаты ясно показывают явление дилатансии с резким увеличением эффективного коэффициента Пуассона.

Пористость изученных Al_2O_3 образцов колеблется от 48% при 1350 °C до 16% при 1650 °C, что хорошо коррелирует с существующими данными. Размер зерен в образцах, полученных при всех температурах спекания, колеблется от 2 до 6 мкм. В то же время по мере повышения температуры спекания увеличивается процент зерен размером от 4 до 6 мкм. Размеры пор в образцах варьируются от 1 до 7 мкм; для образцов с температурой спекания 1350 °C и 1450 °C основной размер пор составляет от 1 до 4 мкм, а для самых высоких температур увеличивается процент пор размером от 4 до 7 мкм, что совпадает с литературными данными. Пористость образцов уменьшается почти линейно с увеличением температуры спекания, что соответствует литературным данным. Экстраполяция этой кривой с использованием логарифмической функции для определения температуры, при которой пористость образца будет равна 1% показала, что эта температура примерно равна 1850 °C.

Рентгеноструктурные исследования поверхностей образцов показали, что углы расположения дифракционных пиков соответствуют ромбоэдрической структуре оксида алюминия и практически не изменяются с повышением температуры. С увеличением температуры спекания изменялась только ширина рентгеновских линий, поэтому мы рассчитали размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) для (012)-линии с наименьшим углом дифракции, из чего видно, что зависимости размеров областей когерентного рассеяния для различных температур спекания образцов Al_2O_3 увеличиваются с увеличением температуры спекания и ОКР изменяется от 450 Å при самой низкой температуре спекания до 610 Å при самой высокой температуре 1650 °C. На этом рисунке штриховой линией показан ОКР исходного порошка, равный примерно 400 Å, поэтому экстраполяция этой зависимости на более низкую температуру позволила получить, что ОКР изменяется после нагрева образцов всего на 1250 °C.

Значения прочности при изгибе варьируются от 8 МПа при 1350 °C до 87 МПа при 1650°C с почти линейным увеличением и коррелируют с пористостью образцов. Значения прочности образцов варьируются от 28 до 229 МПа. Как видно из этих данных, имеет место известная корреляция между напряжениями сжатия и изгиба: напряжения сжатия превышают напряжения изгиба в 3 раза.

Также получена аналогичная зависимость напряжения от деформации для образца, спеченного при температуре 1350 °C, и корреляция между продольной и поперечной деформациями, измеренными при испытании на сжатие. Наклоны продольно-поперечной кривой деформации будут определять эффективный коэффициент Пуассона. На начальном этапе нагружения эффективный коэффициент Пуассона имеет относительно хорошее значение и коррелирует с табличными данными, но при деформации он резко изменяется. Это означает, что при сжатии образца появление избыточного внутреннего объема в образце происходит еще до возникновения эффекта макротрещины, формирующейся во внутренних

частях образца. Эти результаты ясно показывают явление дилатансии с резким увеличением эффективного коэффициента Пуассона.

Получена зависимость изменения эффективного коэффициента Пуассона от плотности спеченных образцов. Увеличение прочности и, соответственно, уменьшение пористости существенно определяет изменение коэффициента Пуассона при нагружении, причем это изменение начинается задолго до появления первых внутренних микротрещин в объеме материала, поэтому дилатансия может происходить легче с повышением температуры. Аналогичная картина наблюдается и при анализе ОКР, т.е. с ростом ОКР в материале легче происходит образование внутренних дефектов (микротрещин), вызывающих эффект дилатансии.

Работа выполнена в соответствии с Государственным научным заданием ИСПМС СО РАН по проекту FWRW-2021-0005.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-021

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Кондратьев Н.С., Макаревич Е.С., Подседерцев А.Н., Трусов П.В.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Процессы термомеханической обработки являются универсальным инструментом получения поликристаллических материалов с широким спектром требуемых физико-механических свойств, получаемых за счет формирования необходимой мезо- и микроструктуры при назначении соответствующих параметров обработки. Проектирование рациональных технологических режимов требует создания адекватных математических моделей, обеспечивающих описание процессов неупругого деформирования с возможностью моделирования эволюционирующей внутренней структуры материала в результате приложенных внешних термомеханических воздействий. В последние десятилетия во всем мире активно развивается многоуровневый подход [1] к построению конститутивных моделей, позволяющий учитывать предысторию воздействий на материал за счет представления поликристаллов иерархической совокупностью подмоделей структурно-масштабных уровней с внутренними переменными [2]. Применение подхода многоуровневого моделирования является эффективным инструментом для установления рациональных режимов обработки металлов, которые позволяют создавать изделия с улучшенными эксплуатационными характеристиками. В то же время на сегодняшний день недостаточно развиты модели данного класса, ориентированные на описание динамической рекристаллизации твердотельных фазовых превращений, широкий спектр которых реализуется при термомеханической обработке (закалке, отпуске, отжиге и т.д.). Вследствие этого актуальной задачей является разработка новых физико-математических моделей материалов, которые описывают эволюцию структуры на различных масштабных уровнях с учетом рекристаллизации и фазовых превращений.

В работе рассматриваются процессы неупругого деформирования при повышенных температурах, которые применяется на практике для изготовления деталей и конструкций. При горячей деформации в металлах и сплавах имеет место два конкурирующих процесса – упрочнение и разупрочнение. Упрочнение происходит при увеличении плотности дислокаций и их последующим торможении на различных препятствиях. Разупрочнение является следствием понижения запаса внутренней энергии, в том числе за счет уменьшения плотности дислокаций. Основные процессы разупрочнения при горячем деформировании – динамический возврат и динамическая рекристаллизация [3]. Динамический возврат включает совокупность процессов, происходящих на атомарных и микромасштабных уровнях, которые, как правило, приводят к уменьшению предела текучести. Примерами таких процессов является образование субзерен, полигонизация, коалесценция субзерен, которые реализуются преимущественно за счет неконсервативного движения краевых дислокаций, поперечного скольжения винтовых дислокаций, диффузии точечных дефектов. Динамическая рекристаллизация реализуется в результате прохождения совокупности диффузионно-контролируемых процессов, связанных с образованием и миграцией (перемещением) большеугловых границ зерен в процессе пластической деформации. Движущей силой первичной рекристаллизации является разность запасенной энергии в соседних зернах, которая в первую очередь определяется плотностью дислокаций в кристаллическом материале, а также неравновесностью границ, обусловленной формированием в них высокой плотности дефектов. Новые зерна образуются в областях наибольших искажений решетки, как правило – на границах зерен. Рекристаллизация вызывает как изменение среднего размера зерен, так и уменьшение плотности дефектов в поликристалле, как следствие, изменение одной из основных механических характеристик – предела текучести. По мере деформирования новые зерна испытывают упрочнение, и процесс образования новых зерен циклически повторяется [3]. Другой задачей является

многоуровневое моделирование бездиффузионных твердотельных фазовых (мартенситных) превращений, происходящих в материале в результате термомеханических воздействий (прежде всего – быстрого охлаждения). Наличие мартенситной фазы в структуре сталей при изготовлении изделий из них во многом определяет высокую прочность последних, в связи с чем актуальной задачей является разработка конститутивных моделей, позволяющих описывать особенности формирования мартенситных структур в материалах в зависимости от температурно-механических воздействий в процессах изготовления различных деталей из них. В работе предлагается многоуровневая модель с внутренними переменными, основанная на физическом подходе, предназначенная для исследования эволюции дефектной и зеренной структуры в результате термомеханической обработки с учетом процесса динамической рекристаллизации и мартенситных превращений. Исследуется влияние структуры на физико-механические свойства материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Пермского края в рамках научного проекта № 20-41-596002.

1. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения / Трусов П. В., Швейкин А. И. Новосибирск, Изд-во СО РАН. – 2019. – 605 с.
2. Thermomechanical Processing of Steels and Alloys: Multilevel Modeling / Trusov P., Shveykin A., Kondratev N., Makarevich E. In: Altenbach H., Öchsner A. (eds) Encyclopedia of Continuum Mechanics. Springer: Berlin, Heidelberg, Springer. – 2020. – 154 p.
3. Recrystallization and related annealing phenomena /Humphreys F.J., Hatherly M. Oxford, Elsevier. – 2004. – 605 p.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-022

ПЕРИОДИЧЕСКОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДИСТО-ХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ

[2]Коробов Ю.С., [1]Филиппов М.А., [2]Гохфельд Н.В., [1]Морозов С.О,[3]Эстемирова С.Х., [1]Башкеева М.Е.

[1]Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

[2]Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород

[3]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

Изучена взаимосвязь изменения фазового состава и способности к упрочнению наплавленной лазером стали переходного класса 50Х20ТЮ при абразивном изнашивании с её абразивной износостойкостью. Наплавка поверхности образцов порошковой проволокой проводилась с помощью роботизированного комплекса на базе манипулятора силой 3,5 кВт со скоростью сканирования 2 м/мин и скоростью подачи 2 м/мин.

Износостойкость исследуемой стали оценивалась по методу изнашивания по закреплённому абразиву, реализованному на установке на основе строгального станка. Образцы с площадью рабочей части 10х10 мм совершали возвратно-поступательное движение на шлифовальной бумаге 14А32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовом основании. Путь трения в одном испытании при скорости движения 0,158 м/с – 30 м. Нормальная нагрузка, действующая на образец, составляла 10 Н (удельная нагрузка 1 МПа). Стойкость к абразивному износу определялась по результатам двух параллельных испытаний (за эталон взяты образцы стали У7 после закалки и отпуска со структурой троостита и твёрдостью HRC = 42, (ΔM_e = 0,500 г), сравнение результатов проводилось в относительных единицах:

$$\xi = \frac{\Delta M_e}{\Delta M_0} \quad (1)$$

где ξ - относительная износостойкость, ΔM_e - массовый износ эталонного образца, ΔM_0 - массовый износ испытуемого образца.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-7000 после наплавки и электрополировки в исходном состоянии и на рабочей поверхности после изнашивания. Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100 г.

Металлографический анализ наплавленного металла показал, что структура образцов стали после наплавки 50Х20ТЮ представляет собой преимущественно аустенит с типичным дендритно-ячеистым расположением структурных составляющих, а данные рентгеноструктурного анализа показали присутствие 75 % аустенита и 25 % мартенсита и наличие небольшого количества хромистых карбидов.

Результаты испытаний на абразивный износ исследуемых сталей приведены в табл. 1.

Таблица 1. Результаты испытания образцов на абразивный износ

Образцы	ΔM, г	ξ	$HV_{100,}$исход., ГПа	$HV_{100,}$износ, ГПа
50Х20ТЮ	0,240	2,08	5,7	8,9
У7	0,500	1,0	4,7	7,7

Из данных таблицы видно, что вследствие метастабильности аустенита стали 50Х20ТЮ он в значительной степени превращается в мартенсит на рабочей поверхности в процессе трения рабочей поверхности по абразивным частицам, тем самым обусловливая более высокую степень упрочнения поверхности по сравнению с трооститной структурой образцов стали У7 и соответственно примерно в 2 раза более высокой износостойкостью.

Вся рабочая поверхность образца стали 50Х20ТЮ после абразивного износа покрыта

параллельными полосками шириной 0,3–0,6 мкм, длина которых соответствует ширине царапин, оставленных абразивными частицами при микрорезании поверхности металла, и составляет 10–20 мкм (рис. 2). Эти полоски чаще имеют изогнутую форму, причем выпуклая сторона обращена по направлению движения частиц во время износа (рис. 1).

Микроструктура, показанная на рис. 1, получена от одного зерна аустенита при установившемся режиме трения, поэтому расположение кристаллов мартенсита деформации правильными параллельными рядами на поверхности образцов можно объяснить действием однородного поля напряжений при одинаковом ориентационном соотношении между решётками аустенита и мартенсита.

Результаты рентгенофазового анализа образца стали 50Х20ТЮ показывают, что эти многочисленные полоски представляют собой поперечное сечение дисперсных кристаллов мартенсита фрикционной деформации, образовавшихся в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения: если до износа образец содержал 75 % аустенита, то после износа то α_1 -мартенсит преобладал (около 80 %). Дисперсные кристаллы деформационного мартенсита расположены в основном на расстоянии 5–7 мкм друг от друга и сформированы параллельными периодическими рядами. Размеры кристаллов мартенсита деформации в продольном и поперечном направлениях образуются под углами, определяемыми кристаллографическими соотношениями решетки аустенита по отношению к направлению движения частиц. По всей видимости, подобный периодический, волновой характер расположения кристаллов деформационного мартенсита в виде параллельных рядов обусловлен формированием чередующихся пиков сжимающих напряжений на фронте движущихся абразивных частиц и растягивающих напряжений после прохождения частицы в заданном пространстве (рис. 2).

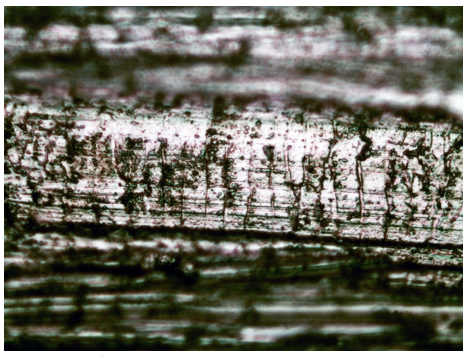


Рис. 1. Формирование кристаллов фрикционного мартенсита на рабочей поверхности образцов стали 50Х20ТЮ, х500

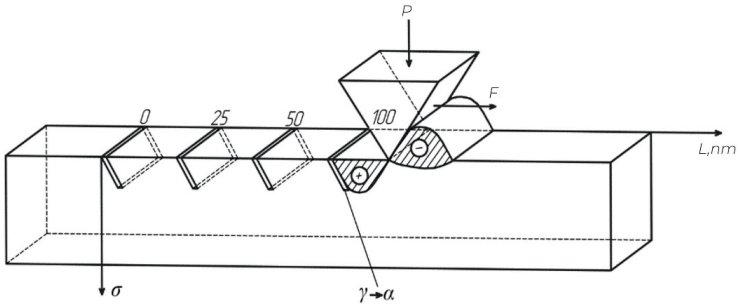


Рис. 2. Схема взаимодействия движущейся конической абразивной частицы по поверхности образца аустенитной стали 50Х20ТЮ с образованием кристаллов мартенсита деформации.

Кристаллы мартенсита с большим удельным объемом по сравнению с аустенитом образуются в тех участках аустенита, где пиковые напряжения растяжения превышают критическую величину сдвига при $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситном превращении. Образование кристаллов мартенсита деформации сопровождается микро-трип эффектом. Армирование рабочей поверхности дисперсными кристаллами мартенсита, стимулирующими микро-трип эффект и релаксацию микронапряжений в момент сдвига, затрудняет внедрение абразивных частиц, повышая сопротивление изнашиванию.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-023

ПОСТРОЕНИЕ МНОГОУРОВНЕВОЙ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ МЕЖЗЕРЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Котельникова Н.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Задача обеспечения надежности различных деталей и конструкций, предотвращение их выхода из строя, направленные на ее решение исследования в области разрушения материалов, сохраняют свою актуальность. Свойства любой детали прямым образом зависят от свойств материала, из которого она изготовлена. В свою очередь, прочностные и иные характеристики материала полностью определяются его микро- и мезоструктурой, которая существенным образом зависит от физико-химического строения вещества и от истории термомеханических воздействий в процессах изготовления и эксплуатации детали. Многообразие термомеханических воздействий в сочетании с большим количеством используемых металлов и сплавов порождает бесчисленное множество сценариев разрушения. Эти сценарии поддаются некоторой классификации, однако каждый тип разрушения требует детального изучения как механики, так и физики процесса для каждого конкретного материала.

На данный момент существует множество работ, посвященных описанию накопления поврежденности и разрушения материалов, основанных как на натурных экспериментах, так и на применении математических моделей. Как правило, в упомянутых исследованиях эффективно решаются отдельные специальные задачи; при этом далеко не всегда описанные модели можно распространить на иные детали и материалы (и виды воздействий) ввиду их многообразия. Возникает необходимость разработки единой методологии исследования разрушения, которая позволит более эффективно описывать полную последовательность механизмов: от возникновения в материале микронесплошностей до развития магистральных трещин и потери деталью несущей способности. Представляется возможным разработать такую методологию, основываясь на многоуровневых математических моделях, явным образом учитывающих внутреннюю структуру материала и эффективно описывающих процессы деформирования и разрушения [1,2].

С точки зрения физики твердого тела разрушение представляется эволюционным процессом, который реализуется различными механизмами взаимодействия микро- и мезодефектов материала друг с другом. При этом важную роль играет неоднородность физико-механических свойств на различных структурно-масштабных уровнях. Процесс разрушения любого типа является многостадийным и многомасштабным [3]. Под многостадийностью понимается последовательная смена стадий разрушения, каждая из которых реализуется при активации соответствующего лидирующего механизма. Многомасштабность означает необходимость учета явлений и физических процессов, протекающих на различных масштабных уровнях: от атомного до уровня конструкции. Физическое описание процессов разрушения обладает значительной универсальностью (применимостью для широкого класса как материалов, так и условий нагружения и формы деталей).

Отдельного внимания заслуживает межзеренное разрушение, которое характеризуется возникновением, развитием и прохождением трещины вдоль (или вблизи) границ зерен. Межзеренное разрушение может наблюдаться в самых разнообразных материалах, включая стальные, медные, алюминиевые сплавы и керамические материалы. Среди факторов, ведущих к межзеренному разрушению, помимо агрессивной внешней среды, выделяют разориентацию решеток зерен и ослабление межатомных связей в окрестности межзеренных границ вследствие накопления дефектов.

В металлах с существенно различающейся ориентацией решеток соседних зерен более выгодной с энергетической точки зрения траекторией для трещины будет траектория, огибающая зерна. Это приводит к зазубренному излому с плоскими фасетками границ зерен

и блестящей поверхностью. На таких сколах зерна можно легко идентифицировать. Скопление пор и иных дефектов кристаллической решетки вблизи границ, равно как и концентрация атомов примесей у границы, может приводить к ослаблению границ и снижению прочности сцепки зерен между собой [4]. При существенной внешней нагрузке, а также при больших значениях напряжений, образованных скоплениями дислокаций внутри зерна, трещина будет распространяться вдоль ослабленной границы зерен.

Таким образом, для описания межзеренного разрушения с учетом описанных факторов необходимо разработать многоуровневую математическую модель, основанную на физических теориях пластичности. При помощи такой модели предполагается моделирование представительного объема поликристалла (расположенного в известной области детали). Для поликристалла задаются условия нагружения, решается краевая задача с применением метода конечных элементов. Для вычисления как характеристик НДС, так и внутренних переменных для каждого элемента (кристаллита), строятся подмодели разных структурных уровней. В предлагаемой многоуровневой модели выделен мезоуровень-I, который служит для описания упругопластического деформирования и изменения ориентации кристаллитов. В подмодели мезоуровня-II описывается эволюция плотностей дислокаций на системах скольжения за счёт таких механизмов, как зарождение новых дислокаций, аннигиляция разноименных дислокаций. Также на мезоуровне-II описывается зарождение микротрещин, для чего используется модель Стро, согласно которой дислокации, поджатые к некоторому препятствию (в том числе, к межзеренной границе), могут либо образовать супердислокацию в теле зерна (зародыш микротрещины), либо, в случае ослабленности границ, привести к межзеренному разрушению [5, 6].

Разработана и протестирована подмодель дислокационной динамики (мезоуровень-II), в которой учтены как зарождение и аннигиляция дислокаций, так и разрушение отдельного элемента при достижении в нем плотностью дислокаций на любой системе скольжения некоторого критического значения. Предполагается внедрение данной подмодели в модель поликристаллического агрегата и реализация описания распространения трещины, в том числе и с учетом механизмов межзеренного разрушения.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 17-19-01292).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV.

2. Трусов П.В. Классические и многоуровневые конститутивные модели для описания поведения металлов и сплавов: проблемы и перспективы (в порядке обсуждения) // Изв. РАН. МТТ. – 2021. – №1. – С.69-82. DOI: 10.31857/S0572329921010128

3. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Елсукова Т.Ф., Иванчин А.Г. Структурные уровни деформации твердых тел // Изв. вузов. Физика. -1982. - № 6. - С. 5-27.

4. Li Y., Qiu S., Zhu Z., Han D., Chen J., Chen H. Intergranular crack during fatigue in Al-Mg-Si aluminum alloy thin extrusions. International Journal of Fatigue, Volume 100, Part 1, 2017, DOI:10.1016/j.ijfatigue.2017.03.028.

5. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.

6. Stroh A.N. The formation of cracks as a result of plastic flow// Proc. R. Soc. London. Ser. – 1954. – A 223. – P. 404–414. DOI: 10.1098/rspa.1954.0124.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-024

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕЖКРИСТАЛЛИТНЫХ ГРАНИЦ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА МЕТОДОМ КЛАСТЕРНОГО АНАЛИЗА

[1,2]Кузнецов П.В., [3,4]Столбовский А.В., [1]Козлова Т.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[3]Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

[4]Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

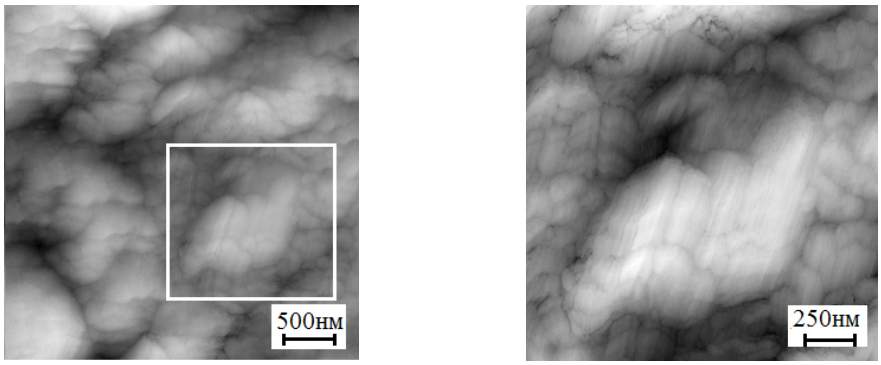
Материалы с нанокристаллической (НК) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой полученной методами интенсивной пластической деформации обладают набором свойств, перспективных для практических приложений, которые значительно отличаются от свойств их крупнозернистых аналогов. Многочисленные исследования, проведенные к настоящему времени, убедительно показали, что эти отличия обусловлены высокой долей межкристаллитных границ и их неравновесным состоянием [1]. Таким образом, энергия границ является важнейшим параметром, определяющим свойства и стабильность НК и УМЗ структуры, и ее оценка является актуальной задачей.

Для оценки относительной энергии границ зерен используется метод зернограничной канавки, которую обычно получают методом термического травления, и изучают ее профиль с высоким пространственным разрешением с помощью атомно-силовой (АСМ) или сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) [2,3]. Однако исследование границ структуры НК и УМЗ материалов, полученных методами ИПД, встречается с определенными трудностями. Во-первых, высокие остаточные внутренние напряжения в структуре этих материалов затрудняют применение методов, основанных на явлении дифракции электронов (ДОРЭ). Во-вторых, метод термического травления не может быть использован для материалов с НК и УМЗ структурой без ее существенной трансформации с потерей части или всех их необычных свойств.

Поэтому целью настоящей работы является оценка относительной энергии ансамблей границ зерен УМЗ меди после низкотемпературного отжига методом зернограничной канавки травления, выявление границ разного типа с помощью кластерного анализа и сопоставление полученных результатов со спектрами разориентировок границ, полученных методом ДОРЭ.

В качестве материала исследования была выбрана медь (99,99%), которая представляет удобный модельный материал. УМЗ структура была получена методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту Вс4 с последующей прокаткой. Отжиг проводили в атмосфере аргона в интервале гомологических температур T = (0,22 – 0,33) в течение 15 минут при каждой температуре. Выявление границ зерен проводили методом электрохимического травления. Энергию границ зерен оценивали методом измерения двугранного угла зернограничной канавки на 3D СТМ-изображениях, как подробно описано в [4]. Для выявления вкладов от границ разного типа на экспериментальных распределениях относительной энергии границ использовали кластерный анализ с использованием статистической модели, аналогично подходу для анализа зёренной структуры [5].

На рис. 1 показаны типичные картины зеренно-субзеренной структуры, выявляемой с помощью СТМ на поверхности образцов меди после РКУП и прокатки с различным увеличением. Участок поверхности на рисунке 1б является частью изображения, обозначенного белой рамкой на рис. 1а. На рис. 1а и 1б видна УМЗ структура в виде вытянутых зерен с субзернами и фрагментами. Средний размер зерен составляет d ≈ 1.5 μм, размер субзерен d ≈ 30 нм [4].



а б

Рис. 1. СТМ-изображения структуры меди после РКУП и прокатки разного масштаба 3,5×3,5 мкм (а); 1,8×1,8 мкм (б).

На рис. 2 показана нормализованная гистограмма распределения относительных энергий границ зеренно-субзеренной структуры для ультрамелкозернистой меди после РКУП и прокатки и результаты ее описания статистической моделью, полученные методом кластерного анализа. Для оценки соответствия выбранного количества компонентов модели и эксперимента использовался критерий согласия Пирсона (Хи-квадрат). При этом подбор компонентов модели основывался на принципе их минимального количества, достаточного для адекватного описания. Видно (рис.2), что выделяются три компоненты, которые характеризуются разными значениями средней относительной энергии и дают различный вклад. Наибольший вклад в распределение вносят границы со средней относительной энергией $\gamma \approx 0{,}4$ – кривая 1. На основе анализа микроструктур и полученных компонент, можно сделать вывод, что этот вклад связан с малоугловыми границами. Компонента 2 со средним значением относительной энергии $\gamma \approx 0{,}6$ характерна для большеугловых равновесных границ. Кривая 3 в области высоких значений энергии, среднее значение которой составляет $\gamma \approx 1{,}0$, соответствует вкладу от большеугловых неравновесных границ.

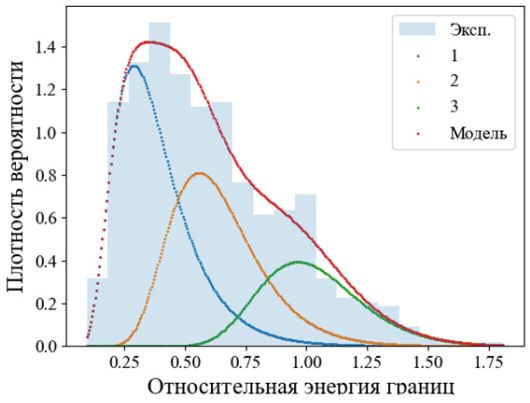


Рис.2. Гистограмма распределения энергий границ зеренно-субзеренной структуры для меди после РКУП и последующей прокатки

Подобный кластерный анализ проведен для набора данных для относительных энергий границ УМЗ меди после отжигов при разной температуре, и его результаты обсуждаются совместно с данными спектров разориентации границ, полученных методом ДОРЭ.

Работа выполнена в рамках проекта государственного задания ИФПМ СО РАН и государственного задания «Функция», номер госрегистрации АААА-А19-119012990095-0.

1. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G., Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications. TMS, Wiley, Hoboken, New Jersey, USA, 2014.
2. Zimmerman J., Sharma A. , Divinski S.V. , Rabkin E., Relative grain boundary energies in ultrafine grain Ni obtained by high pressure torsion// Scripta Mater. 2020. V.182. P. 90–93.
3. Rohrer G. Grain boundary anisotropy: a review// J Mater Sci. 2011. V.46. P.5881–5895.
4. Кузнецов П.В., Рахматулина Т.В., Беляева И.В., Корзников А.В. Энергия внутренних границ раздела как характеристика эволюции структуры ультрамелкозернистых меди и никеля после отжига//ФММ. 2017. Т.118. №3. С. 255–262.
5. A. Stolbovsky, The Use of Finite Mixture Models and EM-Algorithm to Analyze Grain Structure in HPT-Nanostructured Metallic Materials // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. and Eng. 2020. V. 969. P. 12084—12088.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-025

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

[1]Майер Г.Г., [1]Москвина В.А., [1]Астафуров С.В., [1]Мельников Е.В., [1]Панченко М.Ю., [1]Реунова К.А., [1]Загибалова Е.А., [2]Рамазанов К.Н., [2]Есипов Р.С., [1]Астафурова Е.Г.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

В работе исследовали температурную зависимость механических свойств и механизмов разрушения образцов аустенитной нержавеющей стали Fe-17Cr-13Ni-1,7Mn-2,7Mo-0,5Si-0,01C (АНС AISI 316L, масс. %), подвергнутых диффузионной ионно-плазменной обработке (ИПО). Для ИПО использовали образцы с аустенитной структурой с размером зерна d=55 мкм. Ионно-плазменную обработку проводили в смеси газов азота (25%), ацетилена (5%) и аргона (70%) при температуре 540±10 °С в течение 12 часов. Температурную зависимость механических свойств и механизмов разрушения исходных и поверхностно-упрочнённых образцов АНС изучали при одноосном растяжении в интервале температур от 77К до 400К.

При ИПО в образцах образуется поверхностно-упрочненная область глубиной до ≈50-55 мкм, состоящая из композиционного слоя толщиной ≈10-13 мкм и подповерхностного диффузионного слоя толщиной ≈35-40 мкм. Согласно данным рентгенофазового анализа, полученным в симметричном и ассиметричных режимах съемок, поверхностный композиционный слой состоит из легированного азотом и углеродом аустенита Fe-$\gamma_{N,C}$, фаз $Fe_4(N,C)$, Cr(N,C) и Fe-α. С увеличением угла падения рентгеновского первичного пучка при ассиметричной съемке (при увеличении толщины анализируемого слоя) на рентгенограммах интенсивность рентгеновских линий для всех фаз возрастает, но для фаз Fe-$\gamma_{N,C}$ и $Fe_4(N,C)$ это выражено наиболее сильно. Подповерхностный слой (на глубине >15 мкм от поверхности) состоит преимущественно из легированного азотом и углеродом аустенита Fe-$\gamma_{N,C}$.

При растяжении АНС в интервале температур (77-400)К исходные образцы демонстрируют сильную температурную зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$. Для высокотемпературного интервала (область атермического скольжения, T>300К) характерна более слабая температурная зависимость напряжений $\sigma_{0,2}$, пропорциональная зависимости модуля сдвига от температуры G(T). Деформация при T<300К соответствует термически-активируемой области скольжения, с понижением температуры деформации от 300К до 77К значение $\sigma_{0,2}$ возрастает в 2,3 раза (до $\sigma_{0.2}$=650 МПа при 77К). Во всем температурном интервале испытаний АНС демонстрирует высокую пластичность δ=50÷70% и разрушается вязко транскристаллитно с образованием ямочного излома на поверхностях разрушения.

Формирование упрочненных поверхностных слоев в образцах АНС способствует росту значений $\sigma_{0.2}$ на 55÷150 МПа и снижению пластичности образцов при всех температурах испытания. В термически-активируемой и атермической частях температурной зависимости наблюдается различное увеличение значений предела текучести: $\Delta\sigma_{0.2}$=105 МПа при 300К, $\Delta\sigma_{0.2}$=55 МПа при 77К. Более высокие напряжений $\sigma_{0,2}$ для образцов после ИПО вызваны твердорастворным упрочнением аустенита атомами внедрения (Fe-$\gamma_{N,C}$ фаза) и дисперсионным твердением (за счет образования $Fe_4(N,C)$ и Cr(N,C) фаз) в поверхностно-упрочненной области. Коэффициент охрупчивания, характеризующий потерю пластичности образцов при ИПО, слабо зависит от температуры деформации и составляет k_δ=30-37%. Во всем температурном интервале поверхностно-упрочненная область разрушается хрупко транскристаллитно с образованием фасеток квазисколов, но при низкотемпературной деформации при T < 300 К хрупкие фасетки и гребни наблюдаются на большей глубине из-за склонности легированного атомами внедрения аустенита к проявлению вязко-хрупкого перехода при криогенных температурах испытания.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-70031.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-026

ИЗУЧЕНИЕ МАКРОПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

[1]Марченко Е.С., [1,2]Клопотов А.А., [2]Устинов А.М., [2]Абзаев Ю.А., [1]Ясенчук Ю.Ф.
[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Пористые сплавы на основе никелида титана, благодаря совокупности уникальных био- и физико-механических свойств, находят широкое применение в медицине [1]. Известно, что пористые сплавы на основе никелида титана, полученных методом высокотемпературного синтеза (СВС–TiNi) отличаются неоднородностью фазового и концентрационного состава, имеют большое количество неметаллических включений. Эти факторы оказывает значительное влияние на прочностные свойства сплавов СВС–TiNi, которые подвергаются сжимающим, растягивающим и сдвиговым нагрузкам. Однако влияние пор, неметаллических включений и неоднородного фазового состава на распределение напряжений и деформаций в сплавах СВС–TiNi изучено недостаточно. Поэтому исследования, направленные на описание деформационного поведения сплавов СВС–TiNi являются актуальными.

Целью данной работы является изучение in situ на мезо- и макромасштабном уровнях эволюции полей деформации в процессе одноосного растяжения.

Пористые образцы пористого никелида титана с размерами 0,7x7x80 мм вырезали электроискровым способом из пористого слитка, полученного методом СВС. Деформацию на растяжение пористых образцов проводили на испытательной машине «INSTRON 3386» со скоростью деформирования 0,3 мм в минуту.

Картирование распределения деформации проводили методом корреляции цифровых изображений на поверхности при одноосном растяжении пористого никелида титана. Исследование деформационных полей на образцах проводили с использованием оптической системы Vic-3D [2] и обработкой видеопотоков от двух видеокамер при помощи программы VicSnap. В результате после обработки этой программой проводилось вычисление геометрических параметров поверхности (координаты X, Y, Z для каждой анализируемой точки) и расчет относительных деформаций (ε_{xx} – по оси X, ε_{yy} – по оси Y, ε_{xy} – деформации сдвига). Усредненную регистрацию деформаций в пределах рабочей части исследуемого образца от верхнего до нижнего зажима испытательной машины проводили на базе экстензометра.

Поверхность образцов специально подготовили для испытаний путем создания искусственной спекл-структуры (рис 1). На поверхности исследуемого образца создали множество хаотично распределенных контрастных точек [3].

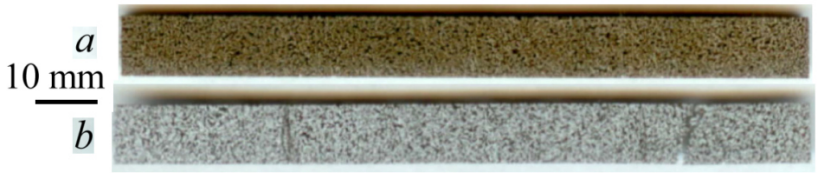


Рис. 1. Фотография пористого образца из сплава СВС–TiNi перед испытанием (a) и после деформации в разорванном состоянии (b)

В результате однократного одноосного растяжения до разрушения получили диаграмму напряжение-деформация (рис. 2), которая показала, что образец деформировался упруго вплоть до разрушения по хрупкому механизму. Относительная деформация при разрушении составила 0,6%, что говорит о невысоких прочностных свойствах пористого образца.

Спекл-картины получали на начальном и терминальном этапах растяжения образца при

относительных деформациях 0,002% (1,2,3) и 0,5% (4,5,6) (рис. 3).

Обнаружено, что при одноосном растяжении пористого образца на распределении продольных ε_{YY}, поперечных ε_{XX} и сдвиговых ε_{XY} относительных деформаций наблюдается фрагментированная структура, состоящая из локальных макрообластей деформации растяжения и сжатия.

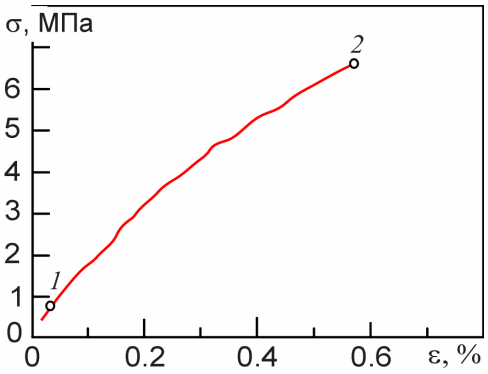


Рис. 2. Деформационная кривая пористого образца из никелида титана. Точкам 1 и 2 соответствуют спекл-картины на рис. 3

На спекл-картинах 4–6 видно, что перед разрушением образца области локализации пластической деформации заметно выросли по размерам. Поперечные ε_{XX} и сдвиговые ε_{XY} относительные деформации имеют как положительные, так и отрицательные значения.

Согласно существующим в литературе представлениям, такие локальные области деформации на литых металлических материалах представляют, как деформационные или упругопластические домены, которые могут включать в себя целые группы зерен.

Для пористого сплава из никелида титана описание локальных областей деформации в терминах деформационных доменов значительно сложнее и его необходимо корректировать. Наличие пор оказывает значительное влияние на распределение напряжений и деформации как в объеме материала, так и на поверхности образца, что находит отражение на приведенных спекл-каритнах (рис. 3).

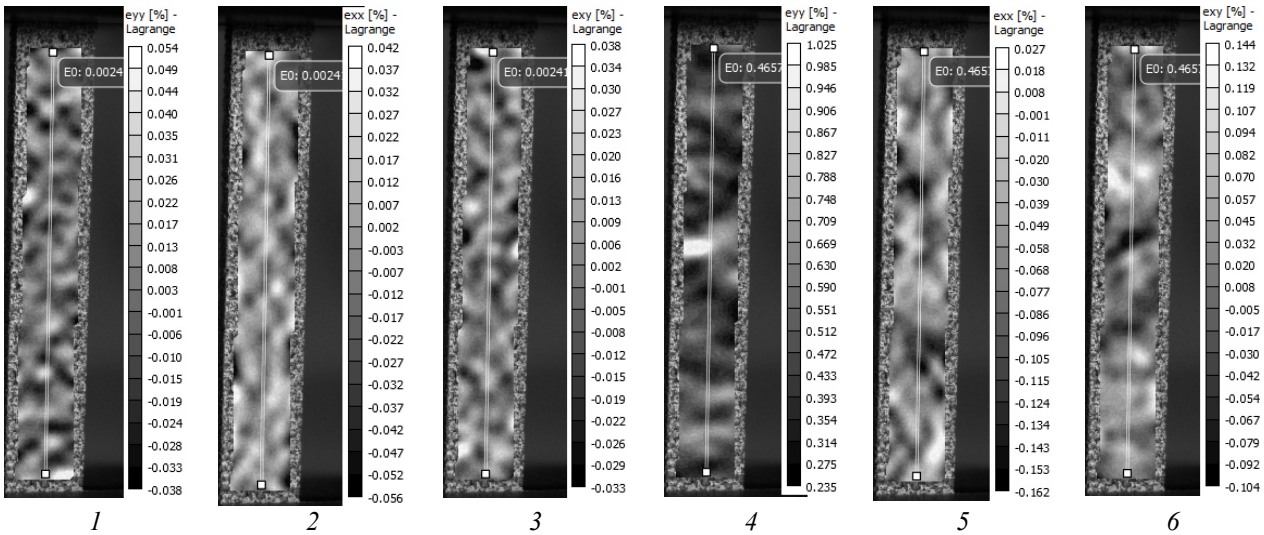


Рис. 3. Спекл-картины распределений продольных ε_{YY}, поперечных ε_{XX} и сдвиговых ε_{XY} относительных деформаций на поверхности пористого никелида титана при средних деформациях по рабочему полю образца: *1)* ε_{YY} =0.0024%; *2)* ε_{XX} =0.0024%; *3)*ε_{YX} =0.0024%; *4)* ε_{YY} =0.465%; *5)* ε_{XX} =0.465%; *6)* ε_{XX} =0.465%

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Российской Федерации.

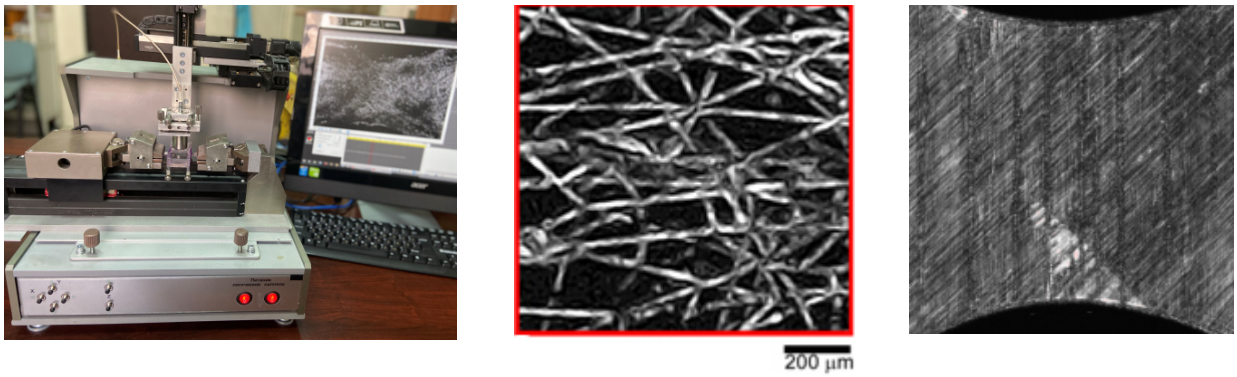
1. Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н., Ясенчук Ю.Ф. и др. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. Томск: МИЦ. 2006. 298 с.
2. Sutton M. A., Orteu Jean-Jose, Schreier H. W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. Basic Concepts, Theory and Applications. Springer Science, Business Media. 2009. 332 p.
3. Копаница Д.Г., Устинов А.М., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Марченко Е.С. Изменения напряженно-деформированных состояний приповерхностных слоев стали в процессе нагружения. Известия ВУЗов. Физика. 2017.Т.60, №9.С.105-113.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-027

IN SITU УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ МИКРОМЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ТОНКОВОЛОКНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Мороков Е.С., Левин В.М.
Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва

В работе представлено одно их возможных решений фундаментальной проблемы в области изучения микромеханического поведения оптически непрозрачных материалов под действием внешних нагрузок. Речь идет об ультразвуковой визуализации высокого разрешения объемной микроструктуры материалов под действием механической нагрузки в реальном масштабе времени. Реализация такого подхода стала возможна за счет сочленения высокочастотного (50-200 МГц) импульсного акустического микроскопа с горизонтальной машиной механического нагружения (рис. 1). В работе представлены результаты исследования двух типов материалов на основе тонких волокон – нетканые материалы биомедицинского назначения, полученные методом электроспининга, и углеродные армированные композитные материалы для нужд аэрокосмической промышленности. Ультразвуковая визуализация проводилась при контролируемом пошаговом увеличении деформации нагружаемого образца, при этом нагрузка с образца не снималась. Такой подход позволяет визуализировать процессы зарождения и развития микроструктурных нарушений в объеме образцов в динамике.



а б в

Рис. 1. Акустический микроскоп, совмещенный с горизонтальной машиной механического нагружения (а); ультразвуковое изображение (С-скан) нетканого материала (б) и углепластика [90/45/-45/90] под нагрузкой (в)

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта № 21-33-00028 и частично в рамках Гранта Президента РФ № МК-4883.2021.1.2.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-028

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ В СТАЛИ AISI 316L С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

[1]Москвина В.А., [1]Астафурова Е.Г., [1,2]Загибалова Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В работе изучали фазовый состав и микротвердость упрочненных слоев, сформированных при ионно-плазменном насыщении атомами внедрения образцов аустенитной нержавеющей стали Fe-17Cr-13Ni-1,7Mn-2,7Mo-0,5Si-0,01C (масс. %, АНС AISI 316L) в зависимости от размера зерна. В результате термомеханических обработок по трем режимам были сформированы образцы с аустенитной структурой и разным размером зерна. Два типа образцов с мелкокристаллической структурой с размером зерна d=3,7±2,4 мкм (МС-1) и d=5,9±3,9 мкм (МС-2) и один с крупнокристаллической структурой с d=54,7±31,2 мкм (КС-3). Диффузионную ионно-плазменную обработку (ИПО) образцов проводили в смеси газов азота (25% N_2), ацетилена (5% C_2H_2) и аргона (70% Ar) при температуре 540°C (12 ч) и давлении 300 Па на установке ЭЛУ-5. Рентгеновский фазовый анализ образцов был выполнен на дифрактометре ДРОН-7 в симметричном и асимметричном режимах рентгеновской съемки. Измерение микротвердости по глубине ИПО-слоев проводили на микротвердомере Duramin-5 при нагрузке 245 мН.

По данным рентгенофазового анализа, поверхностно-упрочненная область во всех ИПО-образцах имеет одинаковый набор фаз из легированного азотом и углеродом аустенита Fe-$\gamma_{N,C}$, нитридов и карбонитридов $Fe_4(N,C)$, Cr(N,C) и Fe-α фазы, однако содержание этих фаз в поверхностях слоях образцов с разным размером зерна различно. После ИПО в МС-1 и МС-2 образцах поверхностный композиционный слой состоит из смеси Cr(N,C), Fe-α, $Fe_4(N,C)$ и Fe-$\gamma_{N,C}$ фаз с диффузионным подповерхностным слоем с фазой Fe-$\gamma_{N,C}$. Поверхностной слой КС-3 образцов состоит преимущественно из $Fe_4(N,C)$ и Fe-$\gamma_{N,C}$ фаз с небольшой долей частиц Cr(N,C) и Fe-α. Он постепенно переходит в диффузионный слой, состоящий из Fe-$\gamma_{N,C}$ и $Fe_4(N,C)$ фаз, по мере удаления от поверхности вглубь образца содержание фазы $Fe_4(N,C)$ уменьшается и преобладает легированный азотом и углеродом аустенит.

Независимо от размера зерна в ИПО-образцах микротвердость упрочненного слоя вблизи поверхности достигает 16 ГПа. Это связано с дисперсионным упрочнением аустенита нитридными и карбонитридным фазами Cr(N,C), $Fe_4(N,C)$ и твердорастворным упрочнением аустенита атомами азота и углерода (Fe-$\gamma_{N,C}$-фаза). На профилях распределения микротвердости по глубине можно выделить три характерные области: внешний (поверхностный) слой, подповерхностный диффузионный слой и исходный материал. Все ИПО-образцы демонстрируют высокие значения микротвердости в упрочненных слоях и постепенное уменьшение микротвердости при достижении глубины ≈41-48 мкм. В МС-1 и МС-2 образцах вблизи поверхности (до ≈10 мкм) наблюдается большой разброс значений микротвердости и ее снижение из-за скалывания слоя под нагрузкой при индентировании. Микротвердость в приповерхностных слоях с Fe-$\gamma_{N,C}$ фазой и небольшой долей частиц обладает меньшим разбросом значений, она ниже, чем в поверхностном слое, и постепенно снижается до значений, характерных для исходной аустенитной стали (3,5 ГПа). Для КС-3 образцов характерны наименьший разброс микротвердости в поверхностно-упрочненной области (без отколов вблизи поверхности) и более высокие значения микротвердости в подповерхностном диффузионном слое из-за твердорастворного упрочнения (фаза Fe-$\gamma_{N,\,C}$) и образования когерентных частиц $Fe_4(N,C)$ в теле аустенитных зерен. То есть, в образцах стали с разным размером зерна, различное содержание нитридных и карбонитридных фаз в поверхностно-упрочненной области (фазовый состав) после ИПО оказывает влияние на распределение микротвердости в слоях.

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента РФ (СП-14.2019.1). Авторы благодарны д.т.н. Рамазанову К.Н. за помощь с ионно-плазменной обработкой образцов.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-029

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВОВ АМГ6 И ВТ6 ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ УДАРНО-ВОЛНОВОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ В УСЛОВИЯХ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ

[1]Оборин В.А., [1]Баяндин Ю.В., [2]Савиных А.С., [2]Гаркушин Г.В., [2]Разоренов С.В., [1]Наймарк О.Б.

[1]Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

[2]Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

В работе разработана экспериментальная методология испытаний по сверхмногоцикловому нагружению (количество циклов 10^8-10^9) образцов, изготовленных из массивных плоских мишеней из алюминиевого (АМг6) и титанового (ВТ6) сплавов подвергнутых плоско-волновому нагружению (метод взрывного генератора). Режимы ударно-волнового нагружения обеспечивали создание контролируемой поврежденности для имитации структурных изменений в материалах лопаток вентиляторов в условиях высокоскоростного соударения с твердыми частицами. Сверхмногоцикловое нагружение осуществлялось на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000, позволяющей испытывать образцы на базе 10^8-10^{10} циклов с амплитудой до нескольких десятков микрометров и частотой испытаний 20 кГц при обильном воздушном охлаждении сжатым воздухом и солевым туманом (3%NaCl) с последующим изучением фрактографии изломов. Отмечается, что в этой области числа циклов нагружения (108–1010) существенно возрастает роль внешней среды, морской соляной туман представляет собой один из наиболее агрессивных для летательных аппаратов внешних факторов.

Результаты испытаний показали снижение на 24% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного ударной волной сплава АМг6 с уровня напряжения 140 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжения 107 МПа при воздушном охлаждении и существенное снижение предельного напряжения разрушения на 300% в исходном и предварительно нагруженном состояниях до уровня 42 МПа, соответствующего критическому количеству 10^9 циклов при охлаждении образцов солевым туманом (3%NaCl). Обнаружено снижение на 42% предельного напряжения разрушения на базе 10^9 циклов для предварительно нагруженного ударной волной сплава ВТ6 с уровня напряжения 190 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжения 110 МПа при воздушном охлаждении и солевым туманом (3%NaCl).

Установлены количественные корреляции между механическими свойствами и масштабно-инвариантными (скейлинговыми) характеристиками рельефа поверхностей разрушения, формирующихся в процессах динамического и гигациклового нагружения по данным профилометрии (интерферометр-профилометр New-View 5010 с разрешением от 0,1 нм). Для образцов из сплава АМг6, подвергнутых предварительному ударно-волновому деформированию, установлено уменьшение показателя Хёрста по сравнению с недеформированными образцами. Последнее связывается с интенсивной фрагментацией при формировании дислокационных ансамблей в ходе ударно-волнового нагружения, что затрудняет формирование упорядоченной системы дефектов при последующем усталостном нагружении.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Пермского края в рамках научного проекта №19-48-590009.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-030

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРОЧАСТИЦ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ ОБРАЗЦОВ ХРУПКИХ ГОРНЫХ ПОРОД

Одинцев В.Н., Шиповский И.Е.

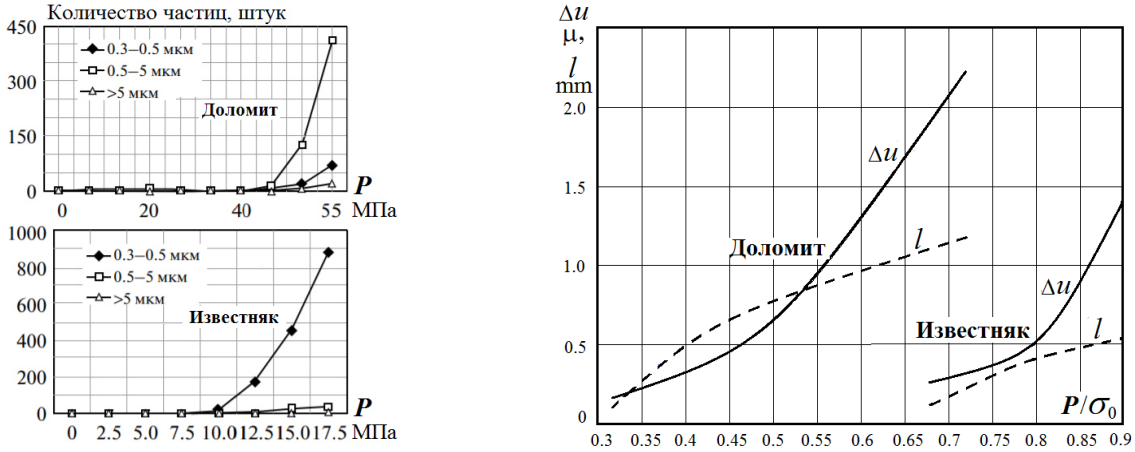
Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва

В процессе нагружения образцов горных пород с просверленными отверстиями в этих отверстиях регистрировалась эмиссия микрочастиц размером (0.3÷5.0)мкм [1]. При изоляции измерительного объема количество частиц в воздушной среде определялось помощью счетчика частиц HAND HELD 3013. На рис. 1а показаны зависимости количества частиц от нагрузки для долерита и известняка. По оси абсцисс отложены значения напряжений внешнего сжатия, по оси ординат – количество образовавшихся частиц.

Результаты экспериментов указывают, что эмиссия частиц в горизонтальных отверстиях диаметром 6 мм начинается тогда, когда вертикальная нагрузка на образец P составляет примерно 0.6–0.8 от прочности образца горной породы на одноосное сжатие σ_0. Дисперсный состав микрочастиц для различных пород неодинаков. Явление образования субмикронных частиц описано также в работе [2].

Связь эмиссии микрочастиц и напряженного состояния породы положена в основу способа определения состояния, предшествующего разрушению горных пород и строительных сооружений [3]. С целью определения перспектив совершенствования этого способа нами были проведены теоретические исследования условий образования частиц в отверстиях.

Эмиссия субмикронных частиц связывается с возможным образованием микротрещин, выходящих в отверстие. Рассматривались условиях развития этих трещин: (1) в областях локального растяжения на верхней и нижней границах отверстия при вертикальной нагрузке на образец; (2) в областях максимального локального сжатия породы вблизи боковой части отверстий.



а б

Рис. 1. Количество образующихся частиц при нагружении образцов (а) и параметры трещин отрыва, порождающих частицы: раскрытие устья трещины Δu, длина l (б)

В хрупкой горной породе развитие трещин идет по контактам зерен [4], поэтому берега трещин имеют существенно неровный характер. В зоне активного разрушения (Fracture Process Zone) могут расти дефекты и формироваться частицы размером порядка микрона и менее. При развитии трещин эти частицы либо оказываются свободными, либо слабо связанными с породой, что видно на снимках, полученных с помощью электронного растрового микроскопа. Свободные частицы могут выйти в отверстие, если для этого есть необходимые условия – выход трещины на отверстие, соответствующее раскрытие трещины и благоприятная изрезанность границ.

Сначала с помощью МКЭ моделировались условия развития радиальной трещины

отрыва с изрезанными берегами в зоне растяжения (1). Среда считалась упругой с известными модулем Юнга, коэффициентом Пуассона и вязкостью разрушения K_{1C}. Пошагово вычислялась длина трещины при ступенчатом увеличении нагрузки на моделируемый образец. Некоторые результаты расчетов представлены на рис. 1б. По оси абсцисс отложены значения отношения нагрузки на образец к прочности соответствующей породы на одноосное сжатие. Диапазон изменения нагрузки соответствует диапазонам, реально реализованным в экспериментах (рис. 1а). По оси ординат отложены значения параметров трещин отрыва, порождающих частицы: раскрытие устья трещин Δu в микронах (сплошные линии) и длина трещин l в мм (штриховые линии).

Проведенные расчеты при параметрах испытываемых образцов, показали, что раскрытие устья трещины разных материалов составляет (3÷5)мкм. Микрочастицы, которые порождаются рассмотренными трещинами отрыва, не могут превышать эти размеры. Сильная изрезанность границ затрудняет выход частиц. Этими выводами можно объяснить относительно малое количество частиц при испытании образцов крупно- и среднезернистых пород.

В областях сильного сжатия (2), как показывает проведенный анализ, развитие трещин отрыва в крупно- и среднезернистых породах вблизи отверстий радиуса 3мм маловероятно. Сдвижение структурных зерен, размер которых превышает 0,1мм, не может породить микротрещины отрыва в тонком поверхностном слое. Однако в мелкозернистых породах с размером зерен порядка 0,1мм развитие трещин возможно. Для этого случая проведено моделирование развития микротрещин отрыва параллельно границе отверстия по модели, описанной в [4]. Показано, что вслед за прорастанием этих трещин на определенную длину возможно образование и развитие микротрещин сдвига, растущих из концов трещин отрыва в направлении отверстия. При выходе одной из микротрещин сдвига в отверстие возможно раскрытие образовавшейся отрыво-сдвиговой трещины. Эта ситуация может сопровождаться выходом большого количества микрочастиц в отверстие, что подтверждается экспериментом – при нагружении образцов мелкозернистого уртита количество зарегистрированных частиц превышало 20000 [5].

Таким образом, можно заключить, что в крупнозернистых породах образование микрочастиц обусловлено развитием только трещин отрыва. В мелкозернистых породах возможно образование как чисто отрывных, так и отрыво-сдвиговых трещин. Параметры трещин, вызывающих эмиссию частиц, определяются не только свойствами материала и напряженным состоянием, но и конструктивными особенностями эксперимента. Этот вывод дает основание для разработки более эффективных методов прогноза напряженного состояния пород, основанных на контроле эмиссии частиц. В частности, простое увеличение диаметра отверстия должно привести к увеличению количества образующихся частиц и к появлению более крупных частиц, что облегчит их подсчет и контроль напряженного состояния породы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПКОН РАН, Рег. № НИОКТР АААА- А19-119012590319-1. Тема FMMS-2021-0004.

1. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Одинцев В.Н., Осокин А.А. Эмиссия субмикронных частиц при деформировании горных пород // Известия РАН. Серия физическая. - 2012. - Т. 76. - № 3. - С. 388-390.
2. Игнатова А.М., Артемов А.О., Мерзляков А.Ф., Игнатов М.Н. О регистрации фрактоэмиссии образцов синтетических минеральных сплавов в условиях одноосного сжатия // Фундаментальные исследования. - 2013. - № 1-2. - С. 397-401.
3. Способ определения состояния, предшествующего разрушению горных пород и строительных сооружений, и устройство для его осуществления / Викторов С.Д., Трубецкой К.Н., Чантурия В.А., Кочанов А.Н., Осокин А.А. и др. Патент на изобретение RU 2418165 C2, 10.05.2011. Заявка № 2009128918/0 от28.07.2009.
4. Одинцев В.Н. Отрывное разрушение массива скальных горных пород. Изд-во ИПКОН РАН. –1996. – 166 с.
5. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Осокин А.А. Определение состояния предразрушения горных пород по генерации микро- и наноразмерных частиц // ГИАБ. - 2010. - № S1. - С. 88-93.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-031

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В 3D-НАПЕЧАТАННОМ СПЛАВЕ Ti-6Al-4V ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ

Панин А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время в научно-технической литературе уделяется повышенное внимание исследованию и разработке аддитивных технологий получения деталей из титановых сплавов для сложных узлов аэрокосмической, транспортной и оборонной техники. Отличительной особенностью титана и его сплавов является возможность развития в них мартенситных превращений как при термическом, так и при механическом воздействии. Хорошо известно образование нанокристаллических мартенситных ω и α″ фаз, имеющих гексагональную и орторомбическая решетки, соответственно, при закалке титановых сплавов, легированных такими элементами, как Mo, V, Nb и др. Причина появления мартенситных фаз, прежде всего, связана с дифицитом β стабилизаторов в β фазе и, соответственно, с их наличием в α фазе вследствие высокой скорости охлаждения. Например, предельная растворимость ванадия в α-Ti не превышает 4%. Соответственно, если локальное содержание легирующих элементов оказывается существенно больше их предельной растворимости, то в α фазе выделяются частицы вторых фаз. Причем, при незначительном превышении концентрации легирующих элементов образуется α′ фаза, представляющая собой пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в α-Ti, сохраняющая ГПУ структуру. Более высокое локальное содержание легирующих элементов обусловливает выделение мартенситных ω и α″ фаз. Данная проблема является очень актуальной в случае титановых сплавов, полученных методами аддитивных технологий. Например, вследствие быстрой скорости охлаждения ванны расплава 3D-напечатанный сплав Ti-6Al-4V характеризуется дефицитом β фазы, но наличием нанокристаллических ω и α″ фаз.

Целью настоящей работы является исследование механизмов структурно-фазовых превращений, развивающихся в процессах деформации и разрушения изделий из титановых сплавов систем Ti-Al-V и Ti-Al-Mo-V, полученных методами аддитивных технологий. В качестве метода 3D печати использован метод проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии (were-feed Electron Beam Additive Manufacturing), характеризующийся экстремально высокой скоростью получения изделий (до 2500 см^3/ч), а также практически 100% расходованием материала. 3D-печать прямоугольных брусков из титанового сплава Ti-6Al-4V с размером 25x25x70 мм проводилась на модернизированной установке для электронно-лучевой сварки 6Е400 (ООО «НПК ТЭТа», Томск, Россия).

На основе результатов in-situ электронно-микроскопических исследований 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V, растянутых в колонне электронного микроскопа, описан механизм вызванных деформацией мартенситных превращений. Продемонстрировано влияние концентрационной неоднородности распределения легирующих элементов на интенсивность трансформации неравновесных мартенситных фаз при механическом нагружении.

Методами рентгеновской дифракции, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов и микроэнергодисперсионного анализа 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V, последовательно растянутых до различной степени пластической деформации, продемонстрировано влияние степени неравновесности микроструктуры образцов, полученных при различных условиях 3D-печати, на развитие в них структурно-фазовых превращений.

Методом рентгеновской дифракции и с использованием синхротронного излучения продемонстрировано влияние неравновесной структуры 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V, обусловленной концентрационной неоднородностью, на закономерности развития фазовых превращений при повышенных температурах.

Проведен сравнительный анализ структурно-фазовых превращений, развивающихся в неравновесных 3D-напечатанных образцах Ti-6Al-4V, и аналогичных образцах, полученных методом прокатки. Показано, что образование нанокристаллических мартенситных ω и α″ фаз в титане и его сплавах имеет одинаковую природу и связано с сильным искажением кристаллической решетки α фазы, которое сопровождается возмущением электронной плотности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №21-19-00795).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-032

БАЙКАЛЬСКАЯ РИФТОВАЯ ЗОНА - РАЗВИВАЮЩИЙСЯ МЕГАРАЗЛОМ С МНОГОРАНГОВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ В ЛИТОСФЕРЕ ЦЕНТРАЛЬНОЙ АЗИИ

[1]Ружич А.В., [2,3]Шилько Е.В. [1]Левина Е.А.
[1]Институт земной коры СО РАН, Иркутск
[2]Томский государственный университет, Томск
[3]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

С позиций физической мезомеханики Байкальскую рифтовую зону (БРЗ) можно рассматривать в виде развивающегося трансконтинентального мегаразлома в тонком поверхностном слое литосферной оболочки Земли [1]. В процессе планетарной эволюции литосфера непрерывно подвергается внешнему гравитационному воздействию со стороны иерархически обустроенной совокупности тел Солнечной системы, а также тепловому воздействию, распространяющемуся через мантийные течения от ядра Земли. В рамках известной теории тектоники плит развитие БРЗ представляется в виде проявления деструктивных геодинамических процессов при локализованном расколе Центрально-Азиатской части Евразийской плиты. Байкальская рифтовая зона, имеющая к настоящему времени общую протяженность более 1700 км, изначально возникла в механически ослабленном Танхойском сегменте краевого шва на южной окраине высокопрочной Сибирской платформы. В геоструктурном плане БРЗ состоит из цепи рифтовых впадин, межвпадинных перемычек и многоранговой системы сейсмоопасных разломов с протяженностью в многие сотни километров, способных генерировать многочисленные землетрясения с $M \geq 7.5$, в том числе с интенсивностью до 8-10 баллов [2].

Как известно, формирование очагов землетрясений связано с возникновением косейсмических смещений берегов разломов со скоростями 1-10 м/с на фоне квазипериодических деформаций земной коры под воздействием теплового и гравитационного полей. Для высокоранговых очагов опасных землетрясений с $M = 6.0$-7.5 в зонах разломов характерно косейсмическое вспарывание в сегментах с протяженностью порядка 40-80 км и более. При подготовке сильных землетрясений сейсмологические данные позволяют фиксировать изменения иерархического соотношения очагов землетрясений не только по энергетическому уровню, но также по протяженности участков косейсмического вспарывания и амплитудам смещений. Установлено, что сейсмическая активизация в разных участках БРЗ возникает периодически в моменты накопления разрывов до определенной плотности и наступления фазы слияния и перехода на более высокие ранговые уровни [1-3]. Поэтому на поздней стадии подготовки очагов сильных землетрясений закономерно возрастают значения энергии и численности форшоков, что фиксируется на графиках повторяемости и является предвестником приближения главного толчка.

В связи с отмеченными физико-механическими условиями проявления деструктивных процессов в пределах БРЗ и ее отдельных сегментов, при их рассмотрении с позиций физической механики, возникают предпосылки для создания практических приложений с целью разработки способов более эффективного снижения ущерба от грядущих опасных землетрясений. Имеются в виду совершенствование подходов для выявления готовящихся в ближайшие годы очагов опасных землетрясений на территории БРЗ в рамках среднесрочного и долгосрочного видов прогноза, а также разработки способов их демпфирования [4-7]. Подобные подходы обосновываются путем теоретических расчетов, физическим моделированием на природных объектах, а также наличием современных технологий, применяемых на месторождениях углеводородов при бурении наклонных глубоких промысловых, наблюдательных или разведочных скважин. Появляется возможность через подобные скважины в замедленном деформационно-волновом режиме закачивать жидкости в выявленные высоко напряженные сегменты разломов, чтобы добиться разрыхления

породных массивов и возникновения режима вязко-пластической ползучести, что позволит снизить на сотни-тысячи лет избыточный уровень накопленной в земной коре упругой энергии до безопасного фонового уровня. [8,9].

В соответствии с выше изложенными представлениями просматривается необходимость дальнейшего углубленного междисциплинарного изучения причин и механизмов иерархической самоорганизации, наблюдаемой в огромном масштабном диапазоне-от планетарного до микроуровня. Данный подход является залогом успешной разработки новых технологий в народном хозяйстве.

1. Ружич В.В. Сейсмотектоническая деструкция в земной коре Байкальской рифтовой зоны. Новосибирск: Издательство СО РАН, 1997. 144 с.
2. Журков С.Н., Куксенко В.С., Петров В.А. и др. К вопросу о прогнозировании разрушения горных пород // Изв. АН СССР. Физика Земли. - 1977. - N 6. - С. 11-18.
3. Куксенко В.С. Кинетические аспекты процесса разрушения и физические основы его прогнозирования // Прогноз землетрясений. - 1984. - N 4. - С. 8-20.
4. Пат. 2273035 РФ. Способ управления режимом смещений во фрагментах сейсмоактивных тектонических разломов // Псахье С.Г., Попов Л.В., Шилько Е.В., Астафуров С.В., Ружич В.В., Смекалин О.П., Борняков С.А. - Бюлл. № 9 от 27.03. 2006.
5. Valery V. Ruzhich, Evgeny V. Shilko, Andrey G. Vahromeev and Elena A. Levina. On the application of injection of drilling fluids into faults to control slip modes and seismic activity. Cite as: AIP Conference Proceedings 2310, 020283 (2020); https://doi.org/10.1063/5.0034277 Published Online: 14 December 2020
6. Filippov, A.E., Popov, V.L., Psakhie, S.G., Ruzhich, V.V., and Shilko, E.V., Converting Displacement Dynamics into Creep in Block Media, Tech. Phys.Lett., 2006, vol. 32, no. 6, pp. 545–549.
7. Mirzoev, K.M., Nikolaev, A.V., Lukk, A.A., Yunga, S.L., Induced Seismicity and the Possibilities of Controlled Relaxation of Tectonic Stresses in the CONTROL OF SEISMIC ACTIVITY IN TECTONIC FAULT ZONES USING VIBRATIONS AND FLUID PHYSICAL MESOMECHANICS Vol. 24 No. 1 2021 97 Earth's Crust, Izv. Phys. Solid Earth, 2009, vol. 45, no. 10, pp. 885–904.
8. Ружич В.В., Вахромеев А.Г., Левина Е.А., Сверкунов С.А., Шилько Е.В. Об управлении режимами сейсмической активности в сегментах тектонических разломов с применением вибрационных воздействий и закачки растворов через скважины // Физическая мезомеханика, № 3, 2020, сс. 54–69. IP-1.368 W-of-Sc
9. Valery V. Ruzhich, Andrey G. Vakhromeev, Elena A. Levina and Evgeny V. Shilko. On the control of slip modes and seismic activity of faults using drilling fluid injection. AIP Conference Proceedings 2310, 020283 (2020); https://doi.org/10.1063/5.0034277

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-033

НАРУШЕНИЕ ЭФФЕКТА КАЙЗЕРА В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Pb – Sn

[1]Салита Д.С., [1,2]Поляков В.В.
[1]*Алтайский государственный университет, Барнаул*
[2]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проведено исследование акустической эмиссии при статическом растяжении эвтектических сплавов бинарной системы Pb-Sn. Образцы для испытаний изготавливались из расплава путем рекристаллизации. Химический состав образцов подбирался таким образом, чтобы охватить широкий интервал концентраций компонентов системы «свинец-олово» [1]. Исследование производилось на установке механических испытаний с постоянной скоростью растяжения 4,5 %/мин. Нагружение периодически прерывалось и проводилась полная разгрузка образца, после чего растяжение продолжалось вновь вплоть до разрушения В процессе испытаний регистрировались приложенная нагрузка, по которой рассчитывалось истинное напряжение σ, и удлинение, по которому находилась истинная деформация ε. Одновременно с механическими испытаниями проводились акустико-эмиссионные измерения [2]. Акустико-эмиссионные сигналы регистрировались на автоматизированной установке с частотой дискретизации 2,5 МГц в частотном интервале от 50 до 500 кГц.

Ранее было установлено, что в образцах с эвтектической структурой выполнение эффекта Кайзера при повторном нагружении не наблюдалось [3]. На основе анализа деформационной структуры было предположено, что нарушение эффекта Кайзера связано с особенностями механизма пластической деформации эвтектического сплава. Именно, в таком материале пластическая деформация происходила за счет движения эвтектических колоний как целого по границам раздела между ними [4].

Для описания амплитудно-частотных особенностей акустической эмиссии, определявшихся механизмами пластической деформации, была применена обработка регистрировавшихся сигналов с помощью метода главных компонент. Для этого зарегистрированный сигнал разбивался на отдельные блоки с длительностью ~1 с., каждый из которых отражал поведение материала на соответствующем участке кривой нагружения σ-ε. Акустическая эмиссия для отдельного блока описывалась с помощью совокупности информативных параметров, формировавшей вектор признаков и представлявшейся отдельной точкой в многомерном пространстве. Блоки с близкими информативными параметрами акустической эмиссии образовывали на плоскостях главных компонент кластеры из близко расположенных точек. Образование нескольких кластеров свидетельствовало о разных амплитудо-частотных характеристиках сигналов, что рассматривалось как различия в механизмах пластической деформации.

Обработка сигналов акустической эмиссии по методу главных компонентов была проведена для образцов системы свинец-олово существенно разными концентрациями, обладавшими различной микроструктурой. В случае сплава 99%Pb-1%Sn, для которого эффект Кайзера выполнялся, на плоскости первых главных компонент наблюдалось образование одного кластера Это интерпретировалось как проявление одного доминирующего механизма пластической деформации, именно, как внутризеренные дислокационные движения [5]. Для образцов с концентрациями, приводившими к образованию участков эвтектического строения, эффект Кайзера не наблюдался. В доэвтектическом сплаве 50%Pb-50%Sn расчеты показали образование двух частично перекрывавшихся кластеров, что, по-видимому, явилось проявлением двух различных механизмов – дислокационными явлениями в зернах свинца и процессами, связанными с движением эвтектических колоний [6]. Для сплава с концентрациями свинца и олова, соответствовавшими точке эвтектике (38,1%Pb-62%Sn), образовывался один кластер, что отражало наличие одного доминирующего механизма пластического течения - движение эвтектических колоний по границам раздела. Для заэвтектического сплава 10%Pb-90%Sn

проведенная обработки привела к формированию двух кластеров, что означало наличие двух конкурирующих механизмов, а именно, движения эвтектических колоний как целого и дислокационные процессы в зернах олова.

Таким образом, наличие в сплавах системы Pb-Sn областей с эвтектическим строением приводит к нарушению эффекта Кайзера. Применение метода главных компонент к обработке сигналов акустической эмиссии позволяет уточнить влияние механизмов пластической деформации на выявленное явление.

1. Yong-chao Liu, Wen-wu Wang, Feng-rui Jia, Zheng-hu Zhu and Xu Long. Temperature Effect on Tensile Behaviour of Sn-Pb Eutectic Solder. International Conference on Computational, Modeling, Simulation and Mathematical Statistics (CMSMS 2018). 2018. Pp. 370-374.
2. Поляков В.В., Егоров А.В., Свистун И.Н. Акустическая эмиссия при деформации пористого железа. Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27. № 22. С. 14-18.
3. Салита Д.С., Поляков В.В. Нарушение эффекта Кайзера при нагружении эвтектических сплавов системы Pb-Sn. Письма в Журнал технической физики. 2020. Т. 46. Вып. 18. С. 12-14.
4. Салита Д.С., Поляков В.В. Акустическая эмиссия при пластической деформации сплавов системы Pb–Sn. Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. № 2. С. 84-93.
5. Елсукова Т.Ф., Новоселова Е.М., Караваева В.В., Ангелова Г.В. Стадии высокотемпературной ползучести поликристаллов свинца как эволюция структурных уровней пластической деформации // Физическая мезомеханика. 2000. Т.3. №5. С.91-99.
6. Barnak J.P., Sprecher A.F., Conrad H. Colony (grain) size reduction in eutectic Pb-Sn castings by electroplusing. Scripta Metallurgica et Materialia. 1995. Vol. 32. № 6. Pp. 879-884.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-034

ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В КАРБИДОСТАЛЯХ ПРИ ОСЕВОМ СЖАТИИ

[1,2]Севостьянова И.Н., [1]Саблина Т.Ю., [1,2]Кульков С.Н.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Деформируемое твердое тело, с позиций физической мезомеханики, описывается как сложная, многоуровневая, иерархическая, самоорганизующаяся система, которая включает в себя процессы потери сдвиговой устойчивости одновременно на разных масштабных уровнях [1]. Описание деформационного поведения относительно хрупких материалов, таких как твердые сплавы или карбидостали, остается актуальной задачей в плане понимания происходящих в них процессов деформации и прогнозирования их свойств в различных условиях. Пластическое течение в нагруженном твердом теле развивается локализовано на всех структурных уровнях, при этом практически всегда на свободных поверхностях исследователи наблюдают появление деформационного рельефа [1-5]. Исследования по изучению деформационного рельефа проводят на монокристаллах [2], пластичных металлах и сплавах [3-4], покрытиях и тонких пленках [5]. Однако исследований направленных на изучение деформационного рельефа в гетерофазных малопластичных материалах явно недостаточно.

Целью данной работы является установление взаимосвязи между параметрами формирующегося на поверхности карбидосталей при осевом сжатии деформационного рельефа и механическими свойствами.

В работе были исследованы карбидостали 80 об.% WC – сталь Fe-Mn-C, с разным содержанием марганца в связующей фазе. Технология получения карбидосталей описана в [6]. Средний размер карбидного зерна карбидосталей составлял 2,4 ± 0,2 мкм, а средний размер межкарбидных прослоек - 1,7 ± 0,2 мкм. Пористость карбидосталей не превышала 0,5 %. Механические свойства и фазовый состав карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) в зависимости от содержания марганца в связующей фазе приведены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства и фазовый состав карбидосталей WC-(Fe-Mn-C)

Содержание Mn в связке, вес.%	$\sigma_c \pm 90$, MPa	$\varepsilon \pm 0{,}3$, %	Фазовый состав (содержание фазы)
4.2	4100	6.2	WC, γ-Fe, α-Fe (30%)
7.9	3800	6.6	WC, γ-Fe, ε-Fe (4%)
10.1	3720	5.81	WC, γ-Fe, ε-Fe (7.6%)
11.8	3660	5.1	WC, γ-Fe, ε-Fe (11.3%)
18.2	3520	4.3	WC, γ-Fe, ε-Fe (14.5%)

Испытания на осевое сжатие проводили на образцах прямоугольного сечения 4×4 мм, высотой 7 мм на испытательной машине INSTRON-1185 со скоростью нагружения 0,1 мм/мин. Боковую грань образцов, предназначенную для исследований, полировали алмазными пастами разной дисперсности. Анализ рельефа, формирующегося при деформации образцов с разным содержанием Mn в связующей фазе, исследовали на стадии предразрушения. На образцах карбидостали с содержанием 8 вес.% марганца в связке дополнительно проводили ступенчатое нагружение сжатием (через каждые 100 – 200 МПа) и анализировали деформационный рельеф после каждой стадии нагружения. Анализ эволюции изменений происходящих на поверхности образцов при нагружении проводили с помощью оптического микроскопа «NEOPHOT-21» и растрового электронного микроскопа VEGA Tescan 3 SBH.

Металлографические исследования показали, что при нагружении карбидостали и появлении остаточной деформации выше 2% на торцевой полированной поверхности наблюдается образование полос скольжения на карбидных зернах. С увеличением деформации до 3,5% наряду с деформацией карбидов на границе раздела WC – WC, WC –

связующая фаза появляются трещины длиной 3 – 7 мкм. На макромасштабном уровне наблюдается локализация пластической деформации в виде полос. Они представляют собой области с большим количеством деформированных карбидных зерен и повышенным содержанием трещин, располагающихся по границе раздела карбид-карбид, карбид-связка. Полосы локализованной деформации ориентированы в направлении максимальных касательных напряжений под углом примерно 45^{o} к оси нагружения. Причем они распространяются независимо от структуры карбидосталей, рис. 1. Перед разрушением основные повреждения накапливаются в нескольких сопряженных полосах локализованной деформации, имеющих на деформируемой поверхности более выраженный рельеф, наблюдаются процессы слияния трещин, преимущественно в полосах локализованной деформации, и формирование макротрещин при их пересечении. Увеличение общего количества макрополос с ростом деформации приводит к уменьшению среднего расстояния между ними с 49 до 33 мкм. С ростом деформации средний размер деформированных зерен уменьшается с 4,7 до 3,4 мкм, при этом плотность трещин по границе раздела структурных составляющих – увеличивается.

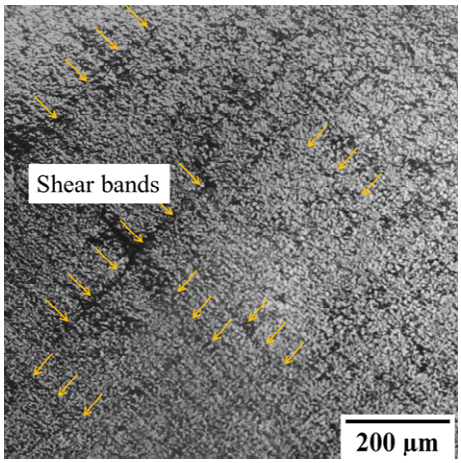


Рис. 1 Оптическое изображение деформационного рельефа на поверхности карбидостали.

Проведенные исследования показали, что с ростом предела прочности при осевом сжатии карбидосталей с разным содержанием марганца в связующей фазе происходит увеличение количества зерен карбида вольфрама подверженных пластической деформации, увеличение плотности трещин по границе раздела фаз, уменьшение среднего расстояния между полосами локализованной деформации.

Таким образом, установленные корреляционные зависимости между механическими свойствами карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) и параметрами деформационного рельефа позволяют утверждать что, чем сильнее фрагментирована структура карбидосталей на макро-уровне, тем выше значения предела прочности при осевом сжатии.

Результаты получены при выполнении комплексного проекта "Создание высокотехнологичного импортозамещающего производства полного цикла металлорежущих сложнопрофильных многогранных твердосплавных пластин для приоритетных отраслей промышленности" (соглашение о предоставлении субсидии от 27.11.2019 № 075-11-2019-036), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Физическая мезомеханика деформируемого твердого тела как многоуровневой системы. I. Физические основы многоуровневого подхода // Физическая мезомеханика. 2006. т.9. №3. с. 9-22.
2. Alfyorova E.A., Lychagin D.V. Self-organization of plastic deformation and deformation relief in FCC single crystals // Mechanics of Materials. 2018. Vol. 117. P. 202-213.
3. Antolovich S.D., Armstrong R.W. Plastic strain localization in metals: Origins and consequences (Review) // Progress in Materials Science. 2014. Vol. 59(1). P. 1-160.
4. Зуев Л.Б. От макро к микро. Масштабы пластической деформации / Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, А.Г. Лунев. Новосибирск: Наука. – 2018. – 132 с.
5. Ignatovich S., Karuskevich M, Yutskevych S. Evolution of the deformation relief on the surface of a clad aluminum alloy at random cyclic loads // International Journal of Fatigue. 2017. Vol. 101, Part 1. P. 45-50.
6. Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Федоров Д., Голуб А., Кульков С.Н. Исследование фазового состава и его влияние на механические свойства карбидосталей WC-(Fe-Mn-C) // Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты). 2020 Том 22 № 2 с. 76–88.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-035

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И СТЕСНЁННЫХ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061-Т6

[1,2]Сергеев М.В., [1]Балохонов Р.Р.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский государственный университет, Томск

В работе проведен численный анализ влияния поликристаллической структуры, скорости деформации и стеснённых граничных условий, моделирующих квазиплоскую деформацию, на локализацию пластической деформации и характер разрушения поликристаллического алюминиевого сплава 6061-Т6 при динамическом нагружении.

Методом пошагового заполнения были построены трехмерные модели, учитывающие поликристаллическую микроструктуру алюминия в явном виде. Используются определяющие термомеханические уравнения, описывающие нелинейное поведение образцов при различных скоростях деформации. Краевые задачи решаются численно методом конечных элементов. Численное моделирование растяжения поликристаллических образцов проводилось в конечно-элементном пакете ABAQUS/Explicit.

Было показано, что учет поликристаллической структуры образцов приводит к пониженным значениям макроскопического напряжения течения, по сравнению с однородным образцом. Учёт поликристаллической структуры приводит к формированию очагов локализации пластической деформации на ранних стадиях нагружения, когда однородный образец находится еще на стадии упругого деформирования. В то же время, при развитом пластическом течении, когда весь однородный образец уже испытывает значительные пластические деформации, в поликристалле все еще наблюдаются локальные области упругой деформации. Квазиплоские граничные условия существенно влияют на локализацию пластической деформации и характер разрушения поликристаллического алюминия. При наложении граничных условий, имитирующих квазиплоскую деформацию, трещины распространялись под углом 45 градусов к оси нагружения на фиксированных границах. Установлено, что с увеличением скорости деформации места зарождения первичных трещин менялись, доля разрушенного материала увеличивалась, а множественное растрескивание разделяло образцы на несколько частей, в то время как при малых скоростях деформации образцы были разделены на две части примерно равного объема.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-19-00273).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-036

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

[1]Соковиков М.А., [1,2]Симонов М.Ю., [1]Оборин В.А., [1]Чудинов В.В.,
[1]Уваров С.В., [1]Наймарк О.Б.
[1]Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь
[2]Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Целью данной работы является теоретическое обоснование и экспериментальное подтверждение существенной роли структурных переходов в ансамблях микродефектов как одного из механизмов локализации пластической деформации при различных видах динамического нагружения [1].

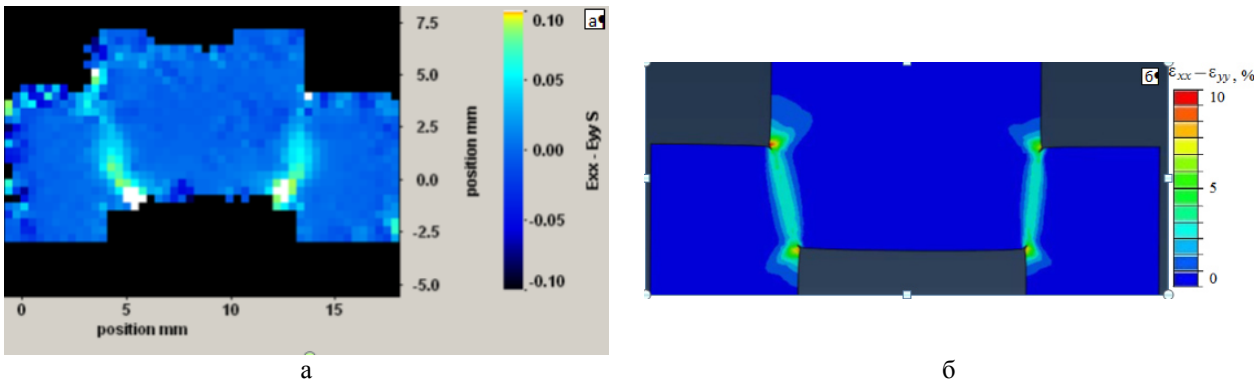
Для сравнения были проведены исследования локализации пластической деформации при статическом нагружении.

Эксперименты по динамическому нагружению образцов проводились на стержне Гопкинсона - Кольского и при пробивании преград. Термодинамика процесса деформирования с целью идентификации характерных стадий локализации деформации исследовалась «in-situ» регистрацией температурных полей с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M [2].

Измеренная температура в зоне локализации не подтверждает традиционные представления о механизме локализации деформации, обусловленном термопластической неустойчивость.

С применением системы StrainMaster построены поля перемещений и деформаций в П-образных образцах из сплавов АМг6, Д16 и Сталь 3, испытанных при статическом деформировании и динамическом нагружении на стержне Гопкинсона-Кольского. Сравнение экспериментально полученных полей температур при динамическом нагружении и деформаций при статическом и динамическом нагружении с результатами проведенного численного моделирования дает удовлетворительное соответствие с точностью ~20% (рис. 1) [3].

Структурный анализ, проведенный с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа. показал коррелированное поведение ансамбля дефектов, которое может быть классифицировано, как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации при динамическом нагружении.



а б

Рис. 1. Распределение абсолютной величины $\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy}$ в конечный момент времени при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона- Кольского образца специальной формы из сплава АМг6, эксперимент (а), численное моделирование (б)

Характер разрушения образцов при статическом и динамическом нагружениях связан с реализацией различных сценариев поведения дефектных подсистем.

Данные экспериментальных исследований, изучение структуры деформированных образцов, а также результаты численного моделирования [3-7], проведенного с учетом

особенностей кинетики накопления микродефектов в материале позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации при динамическом нагружении для исследованных материалов при реализованных условиях нагружения обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов.

Теоретические исследования осуществлялись в рамках госзадания ПФИЦ УрО РАН (тема №АААА-А19-119013090021-5). Экспериментальные исследования и численное моделирование осуществлялись при частичной поддержки гранта РФФИ 19-48-590009 р_а.

1. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. 2003. Т. 6**, №** 4. С.45-72.
2. Соковиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Неравновесные переходы в ансамблях дефектов при динамической локализации пластической деформации // Письма в Журнал технической физики. 2014. Т. 40, Вып. 23. С.82 -88.
3. Соковиков М.А, Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. Изучение механизма разрушения сплавов локализованным сдвигом при динамическом нагружении // Вычислительная механика сплошных сред. 2019. Т. 12, № 3. С. 301-312.
4. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В. Многомасштабные механизмы локализации пластической деформации при пробивании преград // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 5. С.43-47.
5. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терёхина А.И., Наймарк О.Б. Численное моделирование и экспериментальное исследование локализации пластической деформации при динамическом нагружении образцов в условиях близких к чистому сдвигу // Вычислительная механика сплошных сред. 2017. Т. 10, № 1. С.103-112.
6. Соковиков М.А., Симонов М.Ю., Билалов Д.А., Ю.Н. Симонов Ю.Н., Наймарк О.Б. Локализация пластической деформации всплаве АМг6 при динамическом нагружении // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23, № 2. С. 45–57.
7. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Описание эффекта падения прочности сплава амг6 с ростом температуры при динамическом нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. 2019. №5. С.5 -14.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-037

ВЛИЯНИЕ СЛОИСТИ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЗЕМНОЙ КОРЕ

[1]Татаурова А.А., [1,2]Стефанов Ю.П.

[1]Институт нефтегазовой геологии и геофизики СО РАН, Новосибирск

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Изучение деформаций, развивающихся в земной коре, является важной задачей в рамках наук о Земле. Применение подходов геомеханики в совокупности с численным моделированием позволяет ответить на вопрос о том, как формируются разломные зоны и какими параметрами среды определяется их развитие [1-2].

В расчетах использовалась упругопластическая среда, которая позволяет смоделировать процессы, связанные с образование разрывных структур в земной коре. Поведение среды за пределом упругости описывалось моделью Друккера-Прагера-Николаевского с неассоциированным законом течения [3].

В работе представлен анализ образования деформационных структур в однородной и слоистой среде. По результатам численного геомеханического моделирования в рамках упругопластического приближения получены оценки влияния прочностных характеристик на локализацию деформаций в однородной и слоистой средах при горизонтальном сжатии. Построены схемы развития *необратимой* деформации и формирования полос локализованного сдвига в зависимости от прочностных свойств среды. Установлено, что существенную роль в формировании надвиговой структуры, ее общем строении и геометрии разломов играют слои с большой разницей в реологических (прочностных) свойствах. Ослабленный слой в нижней части модели обеспечивает более равномерное распределение деформации и способствует продвижению субгоризонтального разлома в основании модели. Наличие слоев с разными реологическими свойствами может привести к многоярусной картине деформирования, что согласуется с геологическим представлением о внутреннем строении земной коры. При этом пластичные слои могут препятствовать сквозному развитию полос локализации за счет их «размазывания» и искривления. В результате, пластичный слой, лежащий ниже хрупкого, приводит к образованию разломов листрической формы.

1. Стефанов Ю.П., Татаурова А.А. Влияние трения и прочностных свойств среды на формирование зон локализации деформации в надвиговых структурах // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. № 5. С. 46-55.

2. Gerbault M., Stuart H., Davey F. Numerical models of lithospheric deformation forming the Southern Alps of New Zealand // J. Geophys, Res. Solid Earth. 2003. V.108. NO. B7. P. 1-18.

3. Стефанов Ю.П. Некоторые особенности численного моделирования поведения упруго-хрупкопластичных материалов // Физ. мезомех. 2005. Т.8. №3. С. 129-142.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-038

ФОРМИРОВАНИЕ ПОРОВОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГРАНУЛИРОВАННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Ткачев Д.А., Верхошанский Я.Ю.
Томский государственный университет, Томск

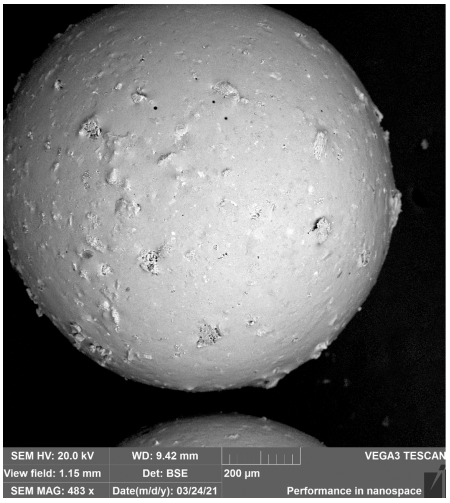
В литературе рассматриваются характеристики гранулированных композитов аналогичного состава для применения в качестве теплоизоляционного и фильтрующего материала [1-3]. Приводятся результаты исследований гранул размером более 2 мм, однако получение мелких гранул, менее миллиметра связано с определенными технологическими трудностями, хотя они имеют новую перспективу применения в нефтегазовой отрасли, в качестве расклинивающего агента, применяемого при проведении гидроразрыва пласта [4].

Поэтому такие исследования весьма актуальны и позволяют выявить закономерности формирования прочностных свойств в зависимости от структуры и плотности гранул.

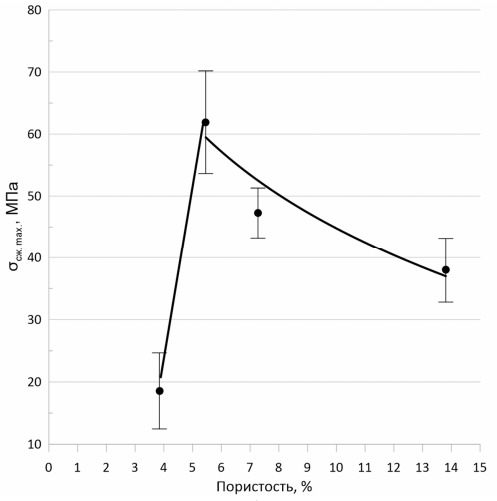
В работе изучен вспененный композиционный материал на основе легкоплавкой глины и щелочного стекла в форме гранул размером 0,4-0,8 мм.

Исходный состав стеклокерамического композита был подготовлен из щелочного стекла, размолотого до среднего размера частиц 7 мкм, и легкоплавкой глины в различных соотношениях, от 15 до 30% глины от массы состава. Дополнительно в состав вводили 5 масс % кокса и 5 масс % древесных опилок в качестве порообразующих добавок с целью снижения плотности материала [3]. Обжиг гранул производился при температуре 1050°С в течении 10 мин.

Результаты представлены на рисунке 1 (а, б). Пикнометрическим методом определена реальная плотность полученных гранул, с учетом закрытых пор, составившая около 2 г/см^3 для всех составов. Для определения плотности композитов, приближенной к теоретической, то есть плотности материала без пор, гранулы измельчали до порошкообразного состояния со средним размером отдельных частиц порядка 50 мкм. Приближенная к теоретической плотность материала составила 2,08 – 2,32 г/см^3 в зависимости от состава. Для гранул каждого состава определена пористость, рассчитанная как отношение реальной плотности целых гранул, учитывающей закрытые поры, к плотности композита, приближенной к теоретической, определенной для измельченного материала. Определены значения предела прочности на сжатие.



а



б

Рис. 1. Внешний вид получаемых гранул (а) и зависимость удельной прочности гранул от закрытой пористости (б)

Как видно из рисунка, максимальное значение предела прочности при сжатии соответствует пористости 5-6%, последующее увеличение объема порового пространства приводит к снижению прочности. При этом наименьшим пределом прочности обладают

гранулы с низкой пористостью, данные значения характерны для состава с максимальным содержанием глины, равным 30% и могут быть обусловлены тем, что с увеличением содержания глины в составе, снижается теоретическая плотность материала, что отрицательно влияет на прочностные характеристики.

Таким образом, показано, что с изменением содержания глины в исходном составе, изменяется пористость гранул от 4 до 15%. Наибольшей удельной прочностью при сжатии, равной 60 МПа обладают гранулы с содержанием глины в количестве 20% от массы исходного состава с пористостью 6%.

1. Кудяков А. И., Апкарьян А. С. Гранулированный теплоизоляционный материал //Вестник Томского государственного архитектурно-строительного университета. – 2013. – №. 4 (41).
2. Апкарьян А. С., Губайдулина Т. А., Каминская О. В. Фильтрующий материал для очистки питьевой воды от железа и марганца на основе пеностеклокерамики //Стекло и керамика. – 2014. – №. 11. – С. 41-46.
3. Стеклокерамика. Ч. 1. Композиционный гранулированный теплоизоляционный стеклокерамический материал: моногр. / А.С. Апкарьян, С.Н. Кульков, В. Г. Христюков. – Томск: Изд-во Томск. Гос. Ун-та систем упр. И радиоэлектроники, 2019 – 230 с.\
4. Abd El-Kader M. et al. Novel light-weight glass-ceramic proppants based on frits for hydraulic fracturing process //Ceramics International. – 2020. – Т. 46. – №. 2. – С. 1947-1953.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-039

МНОГОУРОВНЕВЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Трусов П.В., Швейкин А.И.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Современное развитие материаловедения в целом и теории построения конститутивных моделей (описывающих поведение материала) в значительной степени идет в русле физической мезомеханики – дисциплины на стыке физики и механики твердого тела, основы которой заложены в работах академика В.Е.Панина, его коллег и учеников [1, 2]. В рамках физической мезомеханики материал рассматривается как сложная иерархическая система, обладающая свойством самоорганизации. Для реализации идеологии физической мезомеханики органично сочетающимся с ней инструментом является аппарат интенсивно развивающегося в последние десятилетия подхода, основанного на введении внутренних переменных и многоуровневом моделировании [3, 4]. Использование декомпозиции большой системы на составляющие элементы, применение физических законов, характерных для целых классов материалов, формулировка соотношений не для системы в целом, а для отдельных элементов с последующим агрегированием делает структуру модели прозрачной и универсальной, применимой для множества близких систем и процессов, предоставляет возможность прямой и косвенной верификации на основе экспериментальных данных о процессах на низших масштабных уровнях и т.д.

Многоуровневые модели, основанные на физических теориях упруговязкопластичности, позволяют описывать механизмы деформирования и финальное состояние структуры материала и, соответственно, его физико-механические макросвойства (в том числе – анизотропные). Это обусловливает востребованность именно таких моделей для исследования и совершенствования технологий обработки материалов. Широкий класс задач, требующих применения многоуровневого подхода и физических теорий неупругости, связан с быстро развивающейся миниатюризацией различных изделий. Многоуровневые физические модели, по-видимому, являются единственным инструментом для проектирования «функциональных материалов» (неоднородных материалов, создаваемых под деталь, которая будет эксплуатироваться при известных условиях), поскольку в этом случае принципиально неприменим макрофеноменологический подход, так как нет возможности проведения механических испытаний в силу отсутствия материала, из которого можно изготовить образцы, его еще только предстоит создать. В то же время физические механизмы деформирования обладают значительной универсальностью для широких классов материалов и применение физических теорий позволяет решать указанные проблемы создания функциональных материалов.

Предложены геометрически и физически нелинейные многоуровневые модели для описания поведения поликристаллических металлов и сплавов [4], учитывающие ключевые механизмы неупругого деформирования: внутризеренное дислокационное скольжение, развороты кристаллических решеток зерен (в том числе за счет несовместности движения дислокаций в соседних зернах), лидирующее при сверхпластическом деформировании и переходе к нему зернограничное скольжение и аккомодационные механизмы, сопровождающие его – зернограничную диффузию и динамическую рекристаллизацию. При формулировке соотношений мезоуровня (уровня кристаллитов) используется связанная с симметрийными элементами подвижная система координат, определяющая квазитвердое движение и коротационную производную [4]. Получены аналитические и численные оценки сопоставления различных соотношений мезоуровня: определяющих соотношений, сформулированных в актуальной, разгруженной и вводимой в предложенном подходе решеточной разгруженной конфигурации, а также уравнений для спина решетки; показана близость некоторых формулировок [4]. Создана трехуровневая модель, показана ее способность описывать деформирование в режиме структурной сверхпластичности и

переходы к нему [4]. Модель учитывает взаимодействие механизмов зернограничного и внутризеренного скольжения между собой и с аккомодационными процессами при деформировании; при определении коротационной производной мезоуровня принимается во внимание дополнительный спин при реализации зернограничного скольжения.

Проведено значительное количество численных экспериментов по определению на различных масштабных уровнях изменяющихся характеристик напряженно-деформированного состояния и параметров, характеризующих структуру, для различных видов нагружений (простых и сложных, при разных температурах и скоростях деформации) образцов из некоторых металлов и сплавов. Полученные результаты согласуются с известными экспериментальными данными.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 17-19-01292).

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Макаров П.В. и др. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов (под. ред. В.Е. Панина): В 2-х т., Т.1. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995.– 298 с.
2. Панин В.Е., Макаров П.В., Псахье С.Г. и др. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов (под. ред. В.Е. Панина): В 2-х т., Т.2. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995. – 320 с.
3. Трусов П.В. Классические и многоуровневые конститутивные модели для описания поведения металлов и сплавов: проблемы и перспективы (в порядке обсуждения) // Изв. РАН. МТТ. – 2021. – №1. – С. 69-82. DOI: 10.31857/S0572329921010128
4. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Изд-во СО РАН. – 2019. – 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-040

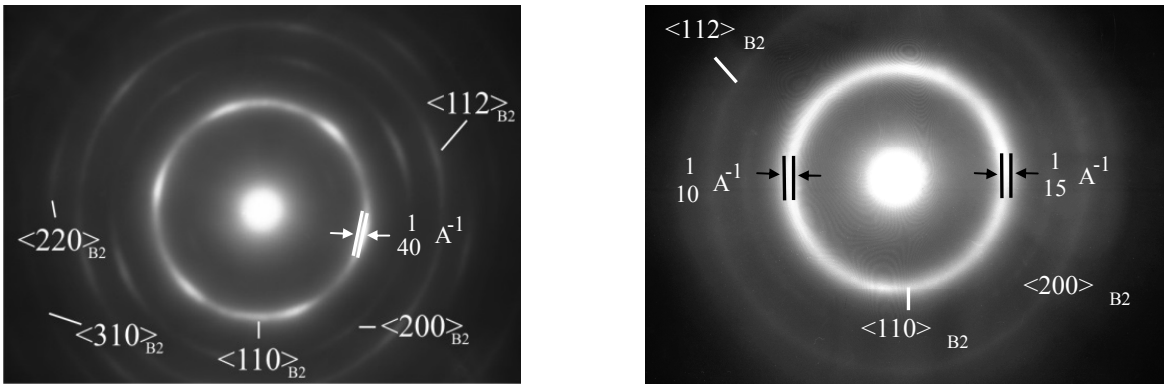
ОЦК→ГПУ→ОЦК ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ И ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА И ВАНАДИЯ

[1,2]Тюменцев А.Н., [1,2]Дитенберг И.А., [1,2]Суханов И.И.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Изучены закономерности структурных превращений в условиях сверхвысокой технологической пластичности и формирования наноструктурных состояний при больших пластических деформациях сплавов на основе никелида титана и ванадия прокаткой и кручением на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре.

В сплаве TiNi(Fe,Mo) в процессе пластической деформации кручением под давлением при величинах истинной логарифмической деформации $e \approx$ 5-6 получено нанокристаллическое (аморфно-кристаллическое) структурное состояние с размерами нанозерен (d ≈ 10-15 Å) в несколько межатомных расстояний (рис. 1). Это предельная (максимально возможная) степень наноструктурирования кристалла, когда более половины атомов границ нанозерен и их тройных стыков находится в аморфном состоянии.

Механизмами формирования таких состояний являются B2→B19′→B2 превращения путем их многократного повторения в процессе повышения степени деформации и квазивязкий механизм переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов (моментов) напряжений. Эти механизмы отражают реализацию качественно разных мод дисторсии. Первый осуществляется с участием единственной моды деформации – однородной деформации мартенситного превращения типа деформации Бейна. Второй обеспечивает повороты кристаллической решетки, отражающие антисимметричную часть тензора дисторсии в стесненных условиях деформации или полях локальных градиентов (моментов) напряжений.



а б

Рис. 1. Картины микродифракции наноструктурных состояний с размерами нанозерен d ≈ 40 (а) и (10-15) Å (б) после деформации сплава TiNi(Fe, Mo) на наковальнях Бриджмена при величинах истинной логарифмической деформации $e \approx$ 3 (а) и 6 (б)

Основными факторами формирования указанных выше предельных аморфно-кристаллических структур в никелиде титана являются:

1. Низкая дислокационная активность в B2 фазе TiNi сплавов, определяющая высокий уровень деформирующих напряжений и связанных с ними неравновесных дислокационно-дисклинационных субструктур – источников высоких локальных градиентов (моментов) наномасштабного уровня, определяющих характерные размеры микрообъемов, способных быть зародышами новых кристаллитов, и определяющих размеры субмикро- или нанозерен и субзерен.

2. Снижение в зонах B2→B19`→B2 превращений интенсивности диффузионных механизмов релаксации микроструктуры (например, диффузионного роста нанозерен)

вследствие уменьшения в этих зонах запасенной энергии деформации при высокой плотности низкоэнергетических двойниковых границ специального типа.

Пластическая деформация путем многократной последовательности ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений в указанном выше TiNi сплаве и малоактивируемом ванадиевом сплаве V-4Ti-4Cr обеспечивает возможность их сверхвысокой технологической пластичности – способности к неограниченным ($e > 7$) степеням деформации при комнатной температуре без каких-либо промежуточных отжигов. Эта возможность, в отличие от способности к измельчению зеренной структуры, слабо зависит от характеристик прочности или стабильности кристаллической решетки. Важными условиями ее реализации являются высокая эффективность процессов релаксации неравновесных динамических структур, формирующихся в процессе многократного повторения этих превращений, и геометрии деформирующих напряжений, обеспечивающей высокие компоненты сжатия в направлениях типа <110> в процессе как прямого (ОЦК→ГПУ), так и обратного (ГПУ→ОЦК) превращений.

Обсуждаются атомные механизмы деформации и переориентации кристалла в зонах ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений в условиях одновременной реализации мартенситной и квазивязкой моды деформации в зависимости от структурного состояния, свойств материала и условий (температура, скорость и др.) деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер FWRW-2021-0008.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-041

ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД ОТ СОВМЕСТНОГО ВЛИЯНИЯ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВЛАЖНОСТИ

Усольцева О.М., Цой П.А.
Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск

Известно, что вода и температура являются наиболее важными факторами окружающей среды, влияющими на деформацию и разрушение горных пород, а также изменение трещиноватости массива, что необходимо учитывать в горных инженерных технологиях, например, определении устойчивости бортов карьеров, строительстве и эксплуатации туннелей и многих других случаях. Целью настоящего экспериментального исследования являлось изучение одновременного влияния температуры и степени водонасыщения пород на их механические свойства при одноосном сжатии и срезе со сжатием. Объектом исследования являлись вмещающие породы кимберлитовой трубки Зарница, находящейся на территории Мирнинского района Республики Саха (Якутия) – известняк, мергель, доломит, песчаник и алевролит.

Значения водопоглощения W_{max} пород составляли: известняк – 11,3%, мергель – 8,4%, доломит – 12,7%, песчаник – 1,9% и алевролит – 1,4%. Испытания проводились в интервале температур от +20°С до –60°С с 3–я различными значениями степени водонасыщения w: воздушно–сухое состояние w=0, степень водонасыщения w≈20% от W_{max} и полностью водонасыщенные образцы $w=W_{max}$. На основе анализа полученных экспериментальных данных выявлены следующие закономерности изменения деформационно–прочностных свойств горных пород:

– Для песчаника и алевролита, имеющих невысокое значение водопоглощения, понижение температуры от +20°С до –60°С приводит к несущественному увеличению предела прочности пород, как в воздушно–сухом, так и частично или полностью водонанасыщенном состоянии, увеличение пределов прочности не превышает 10% (рис. 1а и 1б). Увеличение степени водонасыщения образцов также приводит к несущественному уменьшению значений пределов прочности образцов при одной и той же температуре испытания, не более, чем в 1,1 раза.

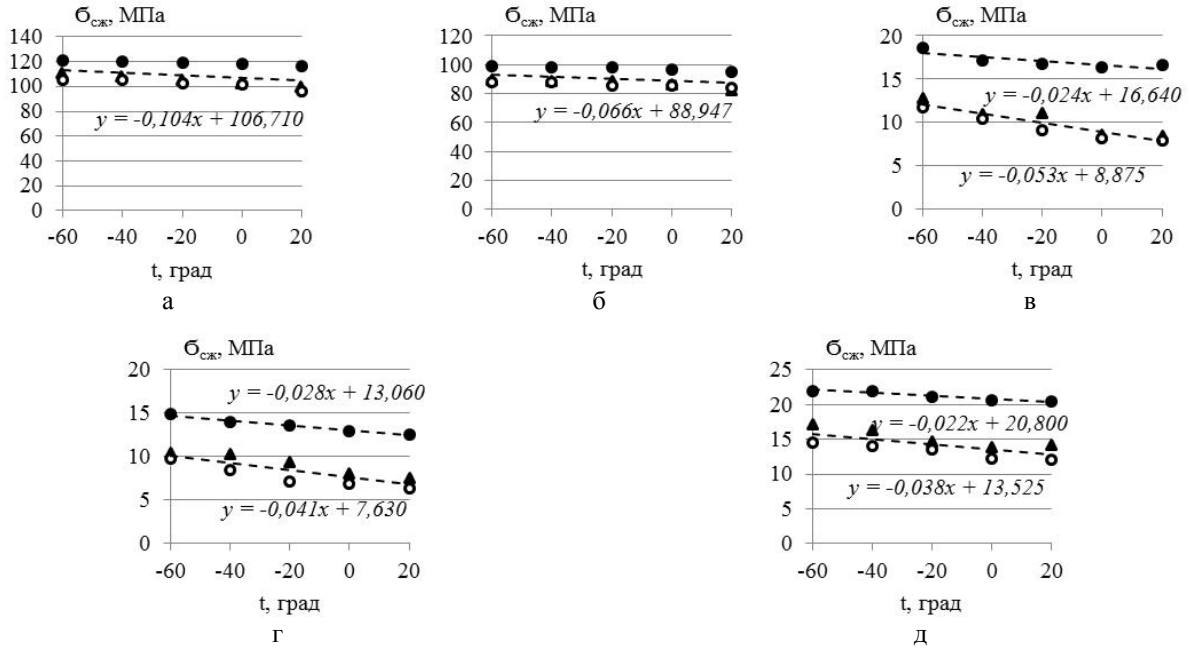


Рис.1. Зависимости пределов прочности при испытаниях на одноосное сжатие образцов песчаника (а), алевролита (б), известняка (в), мергеля (г) и доломита (д) при различных степенях водонасыщения (● – воздушно–сухое состояние w=0, ▲ – w≈1,2W_{max} и ○ – $w=W_{max}$) от температуры

– Для известняка, мергеля и доломита, имеющих высокое значение водопоглощения, температура испытания значительно изменяет прочностные свойства образцов. В воздушно–

сухом состоянии понижение температуры от +20°С до –60°С приводит к увеличению пределов прочности на 20–25% (рис.1в–г). При степени водонасыщения, составляющей $w \approx 20\%$ от значения водопоглощения породы W_{max} при понижении температуры испытаний от +20°С до –60°С пределы прочности увеличиваются в 1,5; 1,4 и 1,3 раза для известняка, мергеля и доломита соответственно. Для полностью водонасыщенных образцов $w=W_{max}$ при понижении температуры испытаний от +20°С до –60°С пределы прочности пород также увеличиваются в 1,5; 1,8 и 1,4 раза для известняка, мергеля и доломита соответственно.

– Важно отметить, что для известняка, мергеля и доломита, имеющих высокую степень водопоглощения, само значение степени водонасыщения w (20% или 100%) не оказывает существенного влияния на предел прочности. Например, для известняка предел прочности в воздушно–сухом состоянии при +20°С составляет 16,6 МПа, при водонасыщении $w \approx 20\%$ – 8,4 МПа и при $w=W_{max}$ – 7,9 МПа, т.е. он уменьшился в 2,1 и 2,0 раза соответственно. При –60°С предел прочности известняка в воздушно–сухом состоянии составляет 18,6 МПа, при водонасыщении $w \approx 20\%$ – 12,8 МПа и при $w=W_{max}$ – 11,8 МПа, т.е он уменьшился в 1,5 и 1,6 раза соответственно. Аналогичная закономерность наблюдается также для мергеля и доломита при различных температурах испытаний.

– При испытаниях на срез со сжатием пород, имеющих высокую степень водопоглощения (известняк, мергель и доломит) при изменении состояния образцов от воздушно–сухого до полностью водонасыщенного сцепление уменьшается в 1,8-2,5 раза, угол внутреннего – 1,1-1,3 раза. При понижении температуры испытания от +20°С до –60°С сцепление и угол внутреннего трения возрастают следующим образом: для известняка в воздушно–сухом состоянии сцепление увеличивается в 1,1 раза, угол внутреннего трения – в 1,03-1,1 раза; в водонасыщенном состоянии сцепление увеличивается в 2,0-2,4 раза, угол внутреннего трения – в 1,2-1,3 раза. Для песчаника и алевролита при понижении температуры также наблюдается некоторое увеличение сцепления и угла внутреннего трения, но оно незначительно, не превышает 4–6%.

– Были построены эмпирические зависимости пределов прочности при испытаниях на одноосное сжатие, а также сцепления и угла внутреннего трения при испытаниях на срез со сжатием образцов известняка, мергеля, доломита, песчаника и алевролита при различных значениях степени водонасыщения: в воздушно–сухом состоянии $w=0$, при степени водонасыщения $w \approx 20\%$ от W_{max} и полностью водонасыщенном состоянии $w=W_{max}$ в диапазоне температур от +20°С до –60°С. Зависимости пределов прочности при сжатии и сцепления при срезе от температуры имеют линейный вид, зависимости угла внутреннего трения от температуры – параболический вид

Проведенное лабораторное исследование вмещающих пород алмазоносной трубки позволяет дать прогнозные оценки возникновения потенциально опасных участков прибортового массива горных пород от внезапных обрушений в период сезонных колебаний температуры и влажности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИГД СО РАН, проект НИР № 0256-2021-0001 на оборудовании ЦКП геомеханических, геофизических и геодинамических измерений СО РАН.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-042

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВОДОНАСЫЩЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД НА ИХ УДАРООПАСНОСТЬ

Усольцева О.М., Цой П.А.
Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск

Данная работа посвящена экспериментальному исследованию совместного влияния температуры и водонасыщения пород на их удароопасность. В лабораторных экспериментах использовались вмещающие породы кимберлитовой трубки Зарница, находящейся на территории Мирнинского района Республики Саха (Якутия) – известняк, мергель, доломит, песчаник и алевролит.

Нагружение представляло собой одноосное сжатие со скоростью 0,1 мм/мин до разрушения. Для анализа изменения деформационных свойств пород под влиянием водонасыщения и изменения температуры были построены полные диаграммы «напряжение–деформация», включая потспиковые участки нагружения. Испытания проводились в интервале температур от +20°С до –60°С с различными значениями степени водонасыщения w: воздушно–сухое состояние w=0, степень водонасыщения $w\approx$20% от W_{max} и полностью водонасыщенные образцы $w=W_{max}$; всего было проведено 36 испытаний. Значения водопоглощения W_{max} пород составляли: известняк – 11,3%, мергель – 8,4%, доломит – 12,7%, песчаник – 1,9% и алевролит – 1,4%.

Известно, что одним из критериев удароопасности образцов горных пород является соотношение модулей спада M и деформации E. Если отношение $M/E\geq1$, то образцы горной породы считаются удароопасными, в противном случае – неудароопасными. Результаты экспериментов показали, что образцы известняка, мергеля и доломита в водонасыщенном состоянии, в особенности при $w\approx W_{max}$, при низких температурах (от –30°С и ниже) приобретают хрупкие свойства. В табл. 1 приведены средние значения модулей деформации и модулей спада для образцов известняка, мергеля и доломита при одноосном сжатии при температуре испытания +20°С и –60°С. Для известняка при температуре испытания +20°С отношение M/E=0,56 и при –60°С – M/E=2,55. Для мергеля при температуре +20°С отношение M/E=0,81 и при –60°С – M/E=3,27. Для доломита при температуре +20°С отношение M/E=0,94 и при –60°С – M/E=3,34. Т.е. известняк, мергель и доломит, имеющие высокие значения водопоглощения: 11,34; 8,4 и 12,7% соответственно, при в водонасыщенном состоянии при одноосном сжатии при температуре испытания –60°С становятся удароопасными, хотя при температуре +20°С эти породы таких свойств не проявляют.

Таблица 1. Средние значения модулей деформации E и модулей спада M при одноосном сжатии для образцов известняка, мергеля и доломита при степени водонасыщения $w\approx W_{max}$

Наименование породы	Температура испытания +20°С		Температура испытания –60°С	
	Модуль деформации E, ГПа	Модуль спада M, ГПа	Модуль деформации Е, ГПа	Модуль спада M, ГПа
Известняк	4,06	2,26	6,6	16,80
Мергель	3,33	2,68	8,98	29,33
Доломит	5,89	5,55	9,67	32,33

В качестве иллюстрации на рис. 1 приведены данные испытаний, полученные при температурах +20°С и –60°С и максимальных уровнях водонасыщения $w\approx W_{max}$, для образцов известняка: полные диаграммы «напряжение–деформация» до разрушения образцов, включая постпиковый участок (рис. 1а), определение модуля деформации E и модуля спада M при температуре испытания +20°С (рис. 1б) и –60°С (рис. 1в).

Анализ соотношения модулей спада M и деформации E для песчаника и алевролита (водоплощение пород равно 1,9 и 1,4 соответственно) при аналогичных условиях

эксперимента (одноосное сжатие при температуре +20°С и –60°С и водонасыщение $w \approx W_{max}$) показал, что эти породы являются неудароопасными при +20°С и также не проявляют удароопасных свойств при –60°С. Видимо, такое существенное изменение свойств пород с высокой степенью водонасыщения при понижении температуры связано с большим количеством содержащейся в них воды, которая превращается в лед и приводит к охрупчиванию материала.

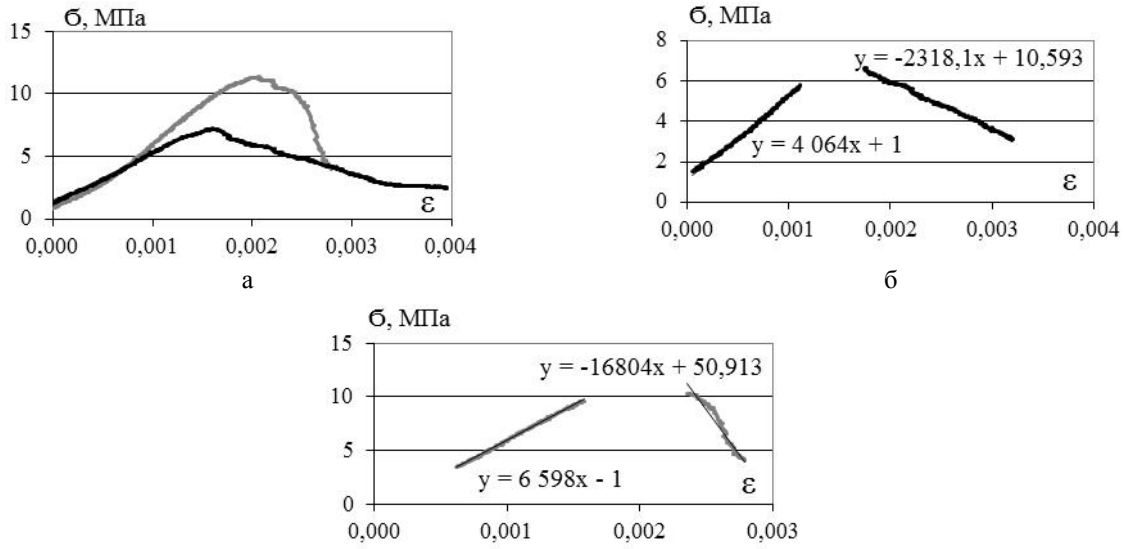


Рис.1. Зависимости «напряжение–деформация» (а) и определение модуля деформации и модуля спада для образцов известняка при степени водонасыщения $w \approx W_{max}$ и температуре +20°С (а, б) и –60°С (а, в)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИГД СО РАН, проект НИР № 0256-2021-0001 на оборудовании ЦКП геомеханических, геофизических и геодинамических измерений СО РАН.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-043

ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ И СТЕПЕНИ ВОДОНАСЫЩЕНИЯ АЛЕВРОЛИТА И ИЗВЕСТНЯКА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СИГНАЛОВ МИКРОСЕЙСМИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ПРЯМЫМ СДВИГОМ

Усольцева О.М., Востриков В.И., Цой П.А.
Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск

Целью работы являлось исследование характеристик сигналов микросейсмической эмиссии (МСЭ) в зависимости от стадии деформирования образцов из алевролита и известняка при прямом сдвиге в зависимости от их степени водонасыщения и коэффициента шероховатости.

По методике лабораторного определения сопротивления сдвигу нарушений сплошности горных пород, составленной на основе стандарта ASTM D 5607–08, были проведены испытания на образцах алевролита и известняка на оборудовании [1]. Нагружение представляло собой прямой сдвиг при граничном условии «постоянная нормальная нагрузка». Скорость сдвига составляла 0,1 мм/мин. Перпендикулярная сжимающая нагрузка составляла 3 МПа для алевролита и 1 МПа для известняка. Чтобы получить образцы с нарушением сплошности, образцы горных пород цилиндрической формы предварительно разделяли на две части методом раскола («бразильская проба»), затем полученные две части использовали для испытаний на сдвиг. Перед началом испытаний поверхности нарушений сплошности были оцифрованы с помощью лазерного 3–D сканера Rangevision PRO 5M Коэффициент шероховатости поверхности образцов *JRC* вычислялся согласно [2]. Были построены зависимости касательного напряжения от времени и сдвига. Для исследования характеристик сигналов микросейсмической эмиссии использовался комплекс для микросейсмических измерений «Пульс» фирмы Брюль и Къер и акселерометры KD91, которые приклеивались на образцы с нарушением сплошности и находились в зазоре между двумя частями срезной коробки.

На образцах алевролита проводилось исследование влияния коэффициента шероховатости на характеристики сигналов МСЭ. Образцы алевролита испытывались в воздушно–сухом состоянии, коэффициент шероховатости составлял $JRC \approx 1{,}7 \div 1{,}98$ для первой группы и $JRC \approx 6{,}3 \div 7{,}1$ – для второй. Для исследования влияния степени водонасыщения на характер сигналов МСЭ были выбраны образцы известняка, водопоглощения которого составляет W_{max}=11,3%. Испытания проводились на образцах в воздушно–сухом состоянии w=0 и полностью водонасыщенном состоянии $w=W_{max}$. Для исключения влияния шероховатости образцы подбирались с близкими значениями коэффициента шероховатости: $JRC \approx 3{,}1 \div 3{,}6$.

Для образцов алевролита с высоким значением шероховатости (рис. 1а, в) поверхности $JRC \approx 6{,}3 \div 7{,}1$ первые сигналы МСЭ появились при значениях касательного напряжения 0,3–0,4 от максимального значения, максимальная амплитуда ускорения составляла 0,1 м/с^2, полоса частот спектра – 5÷28 кГц. Широкая полоса частотного спектра и наличие высокочастотных гармоник определяется срывом мелких частиц на границе среза. При максимальной нагрузке количество сигналов возросло, видимо, в связи с тем, что начали происходить срывы пиков шероховатостей при проскальзывании, и далее количество сигналов оставалось значительным вплоть до точки до участка остаточной прочности. Максимальная амплитуда сигнала ускорения МСЭ увеличилась до 0,35 м/с^2. Причем, по виду аналогового сигнала можно судить, что сигнал характеризуется резонансной частотой, она равна 18 кГц. За пределами пиковой нагрузки амплитуда сигналов уменьшилась до 0,08 м/с^2, полоса частотного спектра изменилась до 10–18 кГц. По–видимому, наибольшие значения амплитуды соответствовали срыву высоких пиков шероховатости, и далее, сдвиг происходил уже за счет разрушения более мелких пиков, что соответствовало меньшим значениям амплитуд. При сдвиговом испытании образца алевролита с шероховатостью поверхности $JRC = 1{,}8$, картина изменения характеристик сигналов МСЭ была аналогичной, но с менее

ярко выраженными описанными выше закономерностями.

При прямом сдвиге образцов известняка в полностью водонасыщенном состоянии (рис. 1б и 1г) первые сигналы МСЭ появились при значениях касательного напряжения примерно 0,1 от максимального значения. Количество сигналов незначительное, максимальная амплитуда сигнала ускорения 0,14 м/с^2, полоса частотного спектра – 5÷25 кГц. В окрестности максимальной нагрузки количество сигналов несколько возрастало, ширина частотного спектр по–прежнему оставалась широкополосной, амплитуда ускорения практически не изменялась. При постпиковых нагрузках количество сигналов незначительно уменьшалось, максимальная амплитуда составляла 0,1 м/с^2, ширина частотного спектра практически не изменялась. Можно заключить, что для образцов известняка, которым характерна высокая степень водополощения, прямой сдвиг образца в водонасыщенном состоянии происходит при монотонном скольжении без ярко выраженных срывов, что подтверждается отсутствием резко выраженных изменений характеристик сигналов МСЭ.

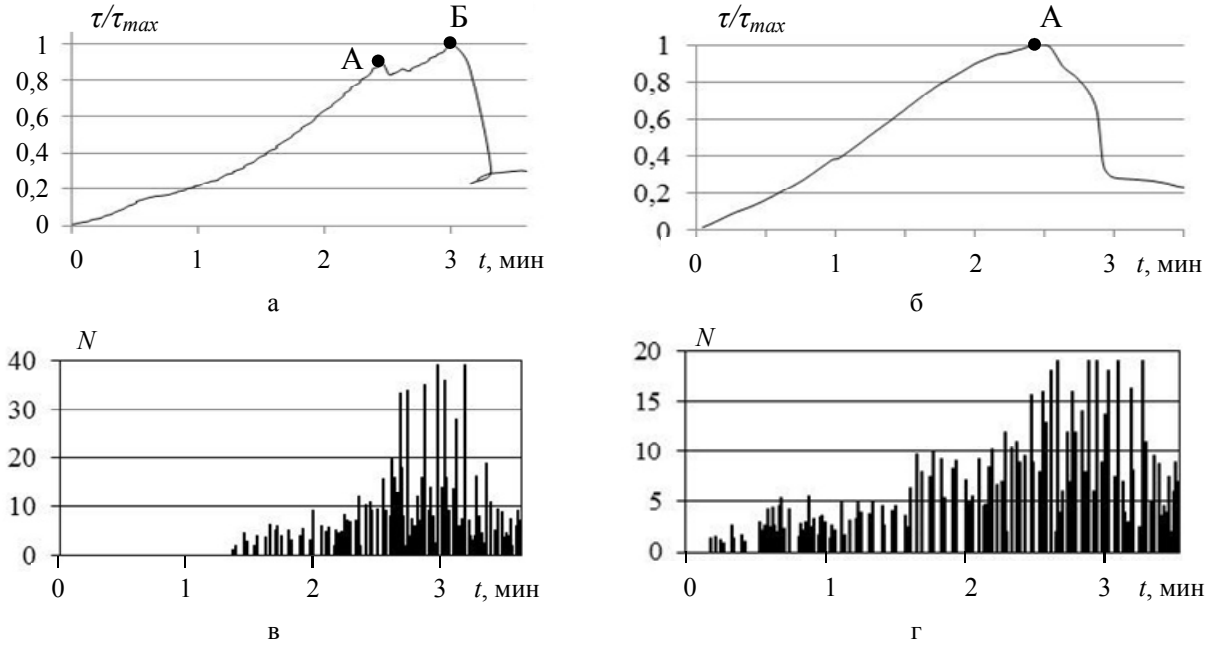


Рис. 1. Зависимости касательного напряжения τ от времени t в (а, б) и зависимости количества N сигналов МСЭ, просуммированных за интервал 10 секунд в соответствии с диаграммой «τ–t» (в, г) для образца алевролита со значением шероховатости поверхности JRC=7,1 (а, в) и образца известняка в полностью водонасыщенном состоянии $w=W_m$ (б, г)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИГД СО РАН, проект НИР № 0256-2021-0001 на оборудовании ЦКП геомеханических, геофизических и геодинамических измерений СО РАН.

1. Usol'tseva O. ,Tsoi P., Semenov V. Investigation of strength and microseismic emission characteristics of rock joints under shear loading // 18th International multidisciplinary scientific geoconference, SGEM 2018 : conf. proc., Bulgaria, Albena, 2 July – 8 July 2018. – Sofia : STEF92 Technology Ltd., 2018. Vol. 18, iss. 1.3. Pp. 521–528.
2. Цой П. А., Усольцева О.М. Построение регрессионной зависимости длины профиля нарушения сплошности горных пород от коэффициента шероховатости // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии : тез. док. междунар. конф., посвящ. 90-летию со дня рожд. основателя и первого директора ИФПМ СО РАН акад. Виктора Евгеньевича Панина, Томск, 5–9 окт. 2020 г. Томск : Изд-во ТГУ, 2020. С. 639–640.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-044

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ, ОТ ХАРАКТЕРНОГО РАЗМЕРА НАНОЧАСТИЦ

Филиппов А.А.

Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Изменение механических свойств полимерных материалов при добавлении нанодисперсных частиц активно применяется при создании новых композитных материалов, применяемых в авиа- и ракетостроении, где сочетание высокой жесткости и малого веса конструкций критически важно для эксплуатации. Тем не менее, свойства полимерных материалов, наполненных наночастицами не исследованы полностью, так как механические свойства наночастиц недостаточно исследованы, окончательно не определена сила взаимодействия между полимером и наночастицами, не существует единого способа осреднения свойств для полимерного композиционного материала.

Новые возможности аналитического оборудования позволяют переходить к локальной оценке свойств для полимерных композиционных материалов. Целью настоящей работы является определение приведенного модуля упругости полимерного композиционного материала на основе эпоксидной смолы в зависимости от характерных размеров наночастиц при постоянной концентрации. В качестве используемых материалов были использованы термореактивная смола DER-330 (Dow chemical, США), отверждаемая изометилтетрагидрофталиевым ангидридом (ИМТГФА) и наночастицы диоксида кремния Таркосила Т-05 и Т-15 (ИТПМ СО РАН, Россия). В настоящей работе рассматривались образцы с содержанием наночастиц 2 % масс.. Процесс получения отвержденного полимера и диспергации частиц по всему объему полимерного связующего описан в работе [2,3]. Полученные образцы ПКМ, заливались в эпоксидный полимер и подвергались полировке. При обработке экспериментальных данных нами была использована методика Оливера-Фарра, реализованная в программном обеспечении прибора NanoTriboindentor TI 950. Отработка методики наноиндентирования для подобных полимеров представлена в работе [4].

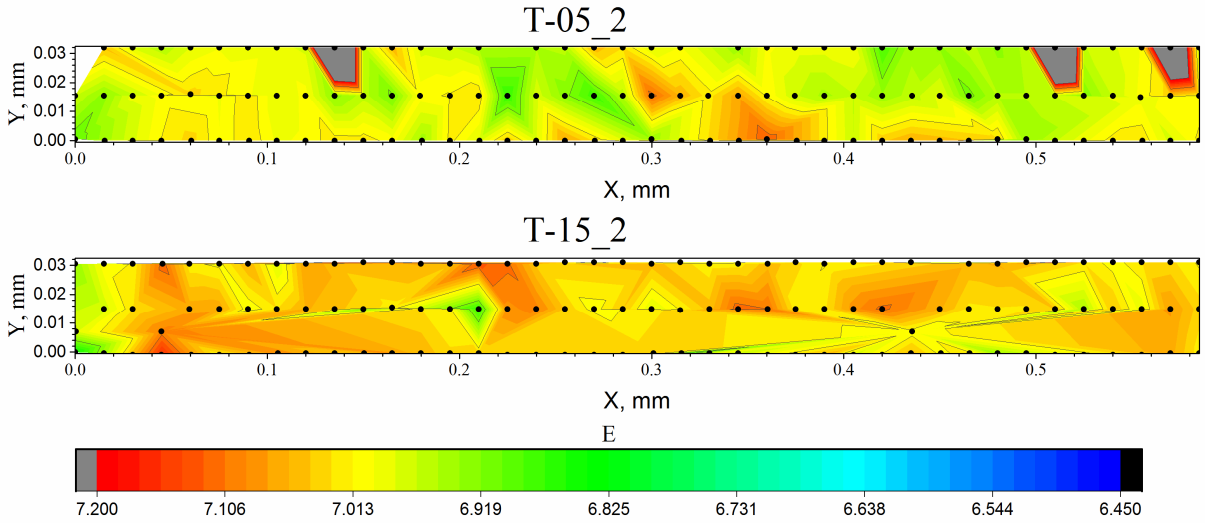


Рис. 1. Карта распределения значений приведенного модуля упругости на образцах, наполненных наночастицами диоксида кремния

На рисунке 1 представлены карты распределения модуля упругости по поверхности образцов из эпоксидной смолы, наполненной наночастицами диоксида кремния. Глубина отпечатка индентора составляет порядка 800 нм, в то время как размеры частиц Таркосила Т-05 могут быть от 20 до 100 нм. На этом уровне размер частиц оказывает влияние на характер

распределения приведенного модуля упругости, о чем свидетельствуют области на карте распределения модуля. Для нанопорошка Таркосила Т-15, размер которых составляет от 10 до 50 нм, распределение модуля практически однородно. Поэтому на рассматриваемом масштабном уровне можно считать, что наполненный Таркосилом Т-15 полимерный материал имеет однородные по объему упругие свойства.

Таким образом, представленная методика.

Благодарности. Работа поддержана грантом российского научного фонда

1. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009. 312 с.
2. Ваганова Т. А. и др. // Journal of Polymer Research, 2014. № 21. С. 588.
3. Брусенцева Т.А. и др. Модификация наночастицами диоксида кремния эпоксидной смолы и технология получения композитов на их основе // Механика композитных материалов. 2015. Т. 51. № 4. С. 747-756.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-045

МНОГОУРОВНЕВЫЕ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННЫЕ СТРУКТУРЫ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ: КИНЕТИКА ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ

Хон Ю.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Структурные изменения в твердых телах при пластической деформации проявляются на различных масштабах наблюдения и определяют функциональные свойства материалов. Этот экспериментальный факт привел к формированию представлений о материалах как многоуровневых системах с иерархически организованной структурой. Тип образующихся структур и характерные масштабы их формирования зависят от степени и скорости деформации, температуры, исходного состояния материала. Происхождение многоуровневых структур до сих пор остается загадочным. Чаще всего, дело ограничивается либо словесными моделями, либо моделями, основанными на рассмотрении движения известных носителей пластической деформации и пр. Кстати, на вопрос о зарождении самих носителей пластической деформации до сих пор удовлетворительного физически обоснованного ответа не получено.

В докладе рассматриваются физические причины имеющихся трудностей, предложены модели и механизмы формирования многоуровневых структур. Показано, что основной причиной имеющихся трудностей при построении моделей формирования многоуровневых систем является неявное использование адиабатического приближения. Это приближение и основанные на нем методы расчета и анализа структурных изменений в твердых телах применимы, строго говоря, для изолированных систем. Обращено внимание на то, что система ядер и электронов при деформации является открытой системой, и динамика атомов в таких системах является неадиабатической. В открытой системе при достижении пороговых значений управляющих параметров (величина деформации, разность температур и пр.) имеется еще неустойчивость – динамическая неустойчивость, определяемая изменениями в электронной подсистеме. Развитие динамической неустойчивости инициирует неустойчивость, определяемую возбуждением неустойчивой фононной моды с медленно меняющейся в пространстве и времени амплитудой. Масштабы структурных изменений в среде определяются волновыми векторами неустойчивых фононных мод. Развитие неустойчивостей в открытой системе является механизмов формирования крупномасштабных локализованных структур, отражающих структурные изменения в твердом теле при пластической деформации.

Получена система уравнений, описывающая медленную динамику неустойчивых фононных мод и моды, определяемую динамическими смещениями атомов в открытой системе. Параметры полученных уравнений определяются структурным состоянием среды, сформировавшимся на предыдущей стадии деформации и условиями деформации. На основе анализа уравнений показано, что в зависимости от исходного состояния деформируемой среды развитие неустойчивостей в твердом теле может проявляться *in situ* в виде распространения одного либо нескольких фронтов локализованной пластической деформации, неподвижных полос локализованной деформации, одной полосы локализованной деформации. Движущиеся фронты наблюдаются экспериментально на стадиях легкого и линейного упрочнения, неподвижные полосы локализованной деформации на стадии параболического упрочнения. В двумерном случае при деформации формируются структуры в виде спиралей. Обсужден вопрос о зарождении дислокаций и микротрещин в кристаллах при реальном уровне приложенных напряжений. Рассмотрено влияние температуры и скорости деформации на особенности структурных превращений в твердых телах при деформации.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-046

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ГЛУБИНЫ ЗАЛЕГАНИЯ

[1,2]Цой П.А., [1]Усольцева О.М.

[1]Институт горного дела СО РАН им. Н.А. Чинакала, Новосибирск

[2]Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

В процессе разработки полезных ископаемых важно знать механические свойства сопутствующих горных пород. Эти свойства разнятся в зависимости от глубины отбора. Считается [2], что с увеличением глубины происходит рост величин модуля упругости и предела прочности, а коэффициент Пуассона уменьшается [3].

В кадастре Мельникова и др. [1] приведены данные по деформационно-прочностным свойствам горных пород (различных месторождений), отобранных с разных глубин.

В данном исследовании проведен отбор необходимых данных из работы [1] и построение зависимостей предела прочности, модуля упругости и коэффициента Пуассона в зависимости от глубины залегания породы. Были получены зависимости для горных пород месторождений руд черных, цветных и редких металлов, горно-химического сырья, углей и сланцев. Эти зависимости показывают не только увеличение предела прочности и модуля упругости с ростом глубины отбора, но и обратную тенденцию.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИГД СО РАН, проект НИР № 0256-2021-0001.

1. Справочник (кадастр) физических свойств горных пород / Н.Н. Мельников, В.В. Ржевский, М.М. Протодьяконов и др. Москва, Изд.-во Недра. – 1975. – 279 с.

2. НефтеМагнат. [Электронный ресурс] URL: https://www.neftemagnat.ru/enc/248

3. Lu Y., Li C., He Z. et al. Variations in the physical and mechanical properties of rocks from different depths in the Songliao Basin under uniaxial compression conditions // Geomechanics and Geophysics for Geo-Energy and Geo-Resources. Vol. 6(43). 2020.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-047

СРАВНЕНИЕ ПАСПОРТОВ ПРОЧНОСТИ ГОРНЫХ ПОРОД, ПОСТРОЕННЫХ ПО ДАННЫМ ПРЯМОГО СДВИГА

[1,2]Цой П.А., [1]Усольцева О.М.

[1]Институт горного дела СО РАН им. Н.А. Чинакала, Новосибирск

[2]Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Для построения паспорта прочности горных пород, содержащих магистральные нарушения сплошности, используются прочностные данные испытаний на прямой сдвиг. Такие лабораторные исследования проводятся в соответствии со стандартом ASTM D 5607-02 [1].

В настоящей работе проведено сравнение паспортов прочности метасоматитовых пород (кварц-слюдяные сланцы, рис. 1), построенных по стандарту ASTM D 5607-02 [1] (формула (1)) и по формуле (2) Бартона-Бандиса (Barton-Bandis) [2].

$$\tau = \sigma_n \cdot tg\varphi + C\,, \tag{1}$$

$$\tau = \sigma_n \cdot tg\left(JRC \cdot \lg\frac{JCS}{\sigma_n} + \varphi_b \right), \tag{2}$$

где τ – касательное напряжение, σ_n – нормальное напряжение, варьировавшееся от 0.3 до 0.9 МПа, φ – угол внутреннего трения, C – коэффициент сцепления, φ_b – базовый угол внутреннего трения, JRC (joint roughness coefficient) – коэффициент шероховатости по Бартону-Чуби (Barton-Choubey), JCS (joint compressive strength) – прочность на сжатие нарушения сплошности.



Рис. 1. Две части образца кварц-слюдяного сланца после испытания на прямой сдвиг

Вычисление коэффициента шероховатости JRC выполнено согласно методу, приведенному в работе [2,3]. В качестве JCS были взяты пределы прочности при объемном сжатии. Угол φ_b для исследуемых пород брался в соответствии с работой [4].

Выявлены количественные отличия между исходными (согласно формуле (1)) величинами C, φ и полученными согласно формуле (2). Также наблюдалась зависимость вида соотношения (2) от уровня бокового сжатия образцов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИГД СО РАН, проект НИР № 0256-2021-0001 на оборудовании ЦКП геомеханических, геофизических и геодинамических измерений СО РАН.

1. ASTM D5607-02, Standard Test Method for Performing Laboratory Direct Shear Strength Tests of Rock Specimens Under Constant Normal Force, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2002
2. Barton N.R. and Bandis S. Review of predictive capabilities of JRC-JCS model in engineering practice // Proceedings of the International Symposium on Rock Joints. 1990. P. 603–610.
3. Tsoi P. A., Usol'tseva O. M. The revealing of a regression dependence of the profile length of the rock discontinuity on the joint roughness coefficient // AIP Conference Proceedings. — 2020. — Vol. 2310 : Proceedings of the international conference on physical mesomechanics. materials with multilevel hierarchical structure and intelligent manufacturing technology,Tomsk, 5–9 Oct. 2020. — Art. 020338 (5 p.).
4. Zhang N., Li C., Lu A. et al. Experimental studies on the basic friction angle of planar rock surfaces by tilt test // Journal of Testing and Evaluation. Vol. 47(1). 2019.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-048

ПОВЕДЕНИЕ УПРУГИХ ВОЛН И ДЕФОРМАЦИЙ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ПРИ УСЛОВИИ ИДЕАЛЬНОГО КОНТАКТА И СКОЛЬЖЕНИЯ

Чертова Н.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Реальные материалы и среды, представляющие композиты, поликристаллы, пористые и геологические среды, имеют иерархически организованную внутреннюю структуру, важным элементом которой являются границы раздела. Поверхности раздела в виде межкристаллитных или межфазных границ особенно значимы для нано- и субмикрокристаллических материалов в связи малым размером структурных элементов и большой объемной долей границ. Изучение деформаций на границах раздела является актуальной задачей, результаты которой представляют основу понимания роли границ в процессах деформирования и разрушения структурно неоднородных тел.

Напряженно-деформированное состояние, определяющее поведение и разрушение твердых тел в процессе эксплуатации, является результатом распространения, взаимодействия и затухания упругих и упругопластических волн. По границам раздела могут распространяться специфические поверхностные волны, к числу которых относятся волны Стоунли и скользящие волны [3]. Амплитуды указанных волн экспоненциально затухают при удалении от границы раздела. Волны Стоунли распространяются по граничной поверхности твердых тел при условии идеального контакта, скользящие волны − при условии скольжения [4]. Граничные условия идеального контакта предполагают непрерывность компонент вектора смещений на границе и компонент тензора напряжений. В декартовой системе координат, связанной с границей раздела, нормаль которой параллельна оси z, а ось y параллельна касательной в плоскости падения волны, условия идеального контакта примут вид:

$$U^1{}_i=U^2{}_i,\ \sigma^1{}_{zi}=\sigma^2{}_{zi} \quad (1)$$

где $U^{1(2)}{}_i$−компоненты вектора смещений в контактирующих средах, $\sigma^{1(2)}{}_{zi}$−компоненты тензора напряжений i=z,y,x. При условии идеального скольжения на границе раздела непрерывны компоненты нормальных смещений и напряжений, а компоненты касательных напряжений равны нулю

$$U^1{}_z = U^2{}_z,\ \sigma^1{}_{zi}=\sigma^2{}_{zi},\ \sigma^1{}_{zy(x)}=0,\ \sigma^2{}_{zy(x)}=0. \quad (2)$$

В рамках задачи прохождение упругой волны через границу раздела при граничных условиях (1), (2) проводится исследование поведения волн и деформаций на границе. При решении этой задачи находятся коэффициенты отражения и преломления, которые описывают поведение волн на границе и позволяют определить деформационные моды, характеризующие формоизменение и поворот бесконечно малого элемента среды на границе. Коэффициенты Френеля и компоненты деформации на границе раздела при условии идеального контакта (1) детально исследованы в [5]. Закономерности поведения волн при граничном условии скольжения не были изучены в [6] и являются целью данной работы, как и сравнительный анализ результатов, полученных при условиях (1) и (2). Кроме традиционных граничных условий идеального контакта и скольжения было рассмотрено условие скольжения в виде равенства нулю упруго-вязких напряжений на границе

$$U^1{}_z = U^2{}_z,\ \sigma^1{}_{zi}=\sigma^2{}_{zi},\ \sigma^1{}_{zy(x)}+\eta\partial_t\varepsilon^1{}_{zy(x)}=0,\ \sigma^2{}_{zy(x)}+\eta\partial_t\varepsilon^2{}_{zy(x)}=0. \quad (3)$$

Установлено, что системы уравнений, определяющие коэффициенты Френеля при граничных условиях (2), (3) совпадают. Сравнительный анализ зависимостей коэффициентов отражения и преломления от угла падения волны, полученных для одних и тех же контактирующих сред при условиях (1) и (2), позволяет сделать вывод, что граничные условия в большей степени изменяются прохождение падающей поперечной волны через границу, чем продольной волны. В случае падающей P волны значения коэффициентов Френеля совпадают для обоих граничных условий при нормальном и касательном падении волны. При нормальном падении SV волны в случае идеального контакта коэффициенты Френеля поперечных волн определяются упругими параметрами граничащих сред и равны

нулю для продольных волн. В случае скольжения поведение нормально падающей SV волны соответствует отражению на свободной поверхности. Коэффициенты Френеля, получаемые при граничных условиях (1)-(2), совпадают в случае касательного падения SV волны. Граничные условия не влияют на наличие особых точек зависимостей коэффициентов отражения и преломления от угла падения волны, которые соответствуют предельным углам полного внутреннего отражения. Эти критические углы определяются законом Снеллиуса, их существование зависит от типа падающей волны, свойств и расположения контактирующих тел относительно падающей волны.

Изменение граничных условий существенно влияет на деформационное состояние границы. При условии идеального контакта на границе раздела в системе координат, связанной с границей, отличными от нуля являются $\partial_z U_z$, $\partial_z U_y$, $\partial_z U_x$ компоненты тензора дисторсии и определяемые ими удлинения, деформации сдвига и повороты. При условии скольжения на границе раздела не равны нулю деформационные моды и поворот, соответствующие $\partial_z U_z$, $\partial_y U_y$, $\partial_y U_x$ компонентам тензора дисторсии. Рассматриваемые граничные условия описывают известный “stick-slip” эффект, наблюдаемый при трении [7], поэтому определенные выше деформированные состояния, как и их последовательность, могут существовать и быть обнаружены на поверхности трения.

Полученные аналитические результаты показывают, существенную зависимость поведения волн и деформаций на границе раздела упругих сред от используемых граничных условий. Найденные коэффициенты отражение и преломления позволяют определить распределение потоков упругой энергии в граничащих средах, которые в совокупности с компонентами тензора деформаций на границе дают возможность проанализировать сценарии разрушения структурно неоднородного тела.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

1. Панин В.Е., Фомин В.М., Титов В.М. Физические принципы мезомеханики поверхностных слоев и внутренних границ раздела в деформируемом твердом теле //Физ. мезомеханика. 2003. Т. 6. №. 2. С.5-14.
2. Zhou Q., Huang P., Liu M., Wang F., Xu K., Lu T. Grain and interface boundaries governed strengthening mechanisms in metallic multilayers // J. Alloy. Compd. 2017. V. 698. P. 906-912.
3. Achenbach J.D. Wave propagation in elastic solids. North-Holland, Amsterdam. 1975. 425p.
4. Rokhlin S.I. and Wang Y.J. Analysis of boundary conditions for elastic wave interaction with an interface between two solids // J. Accoust. Soc. Am. 1991. V. 89. P. 503-515.
5. Чертова Н.В., Гриняев Ю.В. Особенности напряженно-деформированного состояния на границе раздела упругих сред при идеальном контакте // Физ. мезомеханика. 2018. Т. 21. №. 2. С.56-67.
6. Чертова Н.В., Гриняев Ю.В. О характере деформаций на границе раздела упругих сред при условии скольжения // Письма в ЖТФ. 2018. Т. 44. В. 9. С.88-94.
7. Nachane R.P., Hussain G.F.S., Iyer K.R.K. Theory of stick-slip effect in friction // Indian journal of fibre and textile research. 1998. V. 23. P.201-208.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-049

ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ИНСТРУМЕНТА НА СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССА И ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МАТЕРИАЛА ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

[1]Чумаевский А.В., [2]Индоиту Д.В., [2]Сударикова А.В., [1]Иванов А.Н., [1]Белобородов В.А., [1]Соколов П.С., [1]Гусарова А.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В настоящее время интенсивно развиваются методы модификации структуры металлов и сплавов, основанные на интенсивной пластической деформации. Фрикционная перемешивающая обработка алюминиевых сплавов позволяет формировать композиционные материалы с металлической матрицей, упрочнять структуру поверхностных слоёв и устранять дефекты проката, литья или аддитивного производства. Обработка может проводится инструментом с винтовой формой пина, беспиновым инструментом, с поперечным сечением пина в виде квадрата, восьмиугольника, треугольника, коническим гладким пином и др. Также, в зависимости от поставленной цели, возможны различные модификации формы и размера плеч инструмента. В основном изменение формы инструмента необходимо с точки зрения управления тепловложением в материал при обработке и изменения степени деформации и фрагментации в зоне перемешивания. При получении композиционных материалов с металлической матрицей использование инструментов с различной формой пина может дополнительно увеличить однородность распределения упрочняющих частиц посредством изменения геометрии течения материала в зоне перемешивания. Но, в современной литературе имеется лишь небольшое количество работ, посвященных процессам деформации, фрагментации и пластического течения в алюминиевых сплавах, подвергнутых фрикционной перемешивающей обработке инструментами с различной конфигурацией. Исходя из этого, целью настоящей работы является изучение влияния конфигурации пина инструмента на формирование структуры зоны перемешивания при фрикционной перемешивающей обработке сплавов АК12 и АМг6 инструментом с винтовым пином и с пином квадратного сечения. Проведенные исследования показывают, что при обработке сплава АК12 или сплава АМг6 инструментом с пином квадратного сечения структура и механические свойства материала находятся на уровне материала, обработанного инструментом с пином винтовой формы. При этом, в условиях отклонения параметров режимов обработки инструментом с квадратным пином от оптимальных значений происходит формирование нестабильностей движения инструмента с отклонением оси вращения от стабильного положения. В результате возможно образование дефектов различного структурно-масштабного уровня. Но, при несущественных отклонениях параметров режимов, такие нестабильности процесса обработки не несут негативного влияния на механические свойства. Отличительные особенности в виде формы зоны перемешивания не изменяют общего характера течения материала по контуру инструмента, с образованием концентрических потоков, четко выделяющихся в поперечном сечении. Обработка сплава АМг6 не приводит к разупрочнению материала, что важно для дальнейших работ по получению композиционных материалов. Пластичность сплава АМг6 в зоне обработки снижается, причем более интенсивно снижение пластичности при обработке инструментом с пином квадратного сечения. Обработка сплава АК12 приводит к упрочнению материала на величину до 10-15% с повышением пластичности до 20-22% как при обработке инструментом с винтовым пином, так и с пином квадратного сечения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-050

ТРЕХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Одним из перспективных направлений развития технологий изготовления и обработки сложных деталей из металлических материалов является использование деформирования в режиме структурной сверхпластичности (СП). К основным преимуществам данного подхода относятся [1, 2]: возможность получения крупногабаритных деталей с уменьшенным весом без сварных швов (или с малым количеством сварных швов и составных частей), снижение числа технологических операций, проведение процесса формовки при малых усилиях, уменьшение расхода материала, получение гладкой поверхности изделия с минимальными отклонениями от заданной геометрии, в частности, с минимизацией разнотолщинности и высокоточным заполнением штампов. При этом предпочтительным представляется реализация режима структурной СП при относительно умеренных (порядка 0.5–0.6) гомологических температурах, в котором сохраняются размеры и равноосная форма зерен.

Для многих сплавов, в том числе широко применяемых в промышленности, в определенных температурно-скоростных диапазонах в испытаниях на одноосное растяжение наблюдается стадийность зависимости напряжения от деформации, связанная с реализацией различных механизмов деформирования. В [3] на основе анализа информации большинства рассмотренных источников предложен сценарий, реализующийся во время испытания образцов из близких к однофазным сплавов с выходом в режим СП в предположении нахождения температурно-скоростных условий в необходимом диапазоне (в частности, рассматривается температура испытания не более 0.7 гомологической), который оказался достаточно сложным: действуют и оказывают взаимное влияние несколько механизмов, меняется их роль, существенным образом эволюционирует структура материала. Аналогичная ситуация характерна и для технологий, основанных на СП, причем, поскольку температурно-скоростные условия деформирования в различных частях обрабатываемой детали могут существенно отличаться, указанные процессы будут происходить в них по-разному. Поэтому актуально создание универсальных конститутивных моделей материалов, позволяющих описывать изменение структуры материала и реализацию различных механизмов деформирования. Для этой цели наиболее эффективным представляется применение многоуровневого подхода с явным описанием элементов структуры и физических механизмов деформирования [4].

Предлагается статистическая трехуровневая конститутивная модель [4–6], основанная на применении внутренних переменных и физической теории упруговязкопластичности. В модель включено описание следующих основных механизмов и процессов: внутризеренного дислокационного скольжения, поворотов решеток кристаллитов, изменения зеренной структуры, зернограничного скольжения, лидирующего при структурной СП, и сопровождающих его аккомодационных механизмов – зернограничной диффузии и динамической рекристаллизации. Учитывается взаимодействие механизмов зернограничного и внутризеренного скольжения, а также изменение их ролей при деформировании, что отражено в соответствующих законах упрочнения. Соотношения ранее разработанной версии модели [4–6] модифицированы детальным учетом влияния легирующих добавок на действие основных механизмов на разных стадиях сверхпластического деформирования.

Предложенная модель была применена для исследования процессов простого и сложного нагружения представительных объемов поликристаллических материалов с параметрами, соответствующими алюминиевым сплавам 1420 и 1421. Определены и проанализированы роли основных механизмов, их взаимовлияние, эволюция структуры материала при деформировании с переходом к режиму структурной СП. Полученные результаты для моделирования одноосного растяжения соответствуют экспериментальным

данным. Представлены результаты моделирования для других видов нагружения (простого сдвига, сложного нагружения с изломом траектории деформации), показано, что они согласуются с физическими соображениями.

1. Мулюков Р.Р., Имаев Р.М., Назаров А.А., Имаев М.Ф., Имаев В.М. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. – М.: Наука, 2014. – 284 с.
2. Шоршоров М.Х., Базык А.С., Казаков М.В. Сверхпластичность сталей и сплавов и ресурсосберегающие технологии процессов обработки металлов давлением. – Тула: Изд. ТГУ, 2018. – 158 с.
3. Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И., Трусов П.В. Обзор экспериментальных исследований структурной сверхпластичности: эволюция микроструктуры материалов и механизмы деформирования // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2018. – С.103–127.
4. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Изд-во СО РАН. – 2019. – 605 с.
5. Трусов П.В., Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И. Многоуровневая модель для описания пластического и сверхпластического деформирования поликристаллических материалов // Физическая мезомеханика. – 2019. – Т.22, №2. – С.5–23.
6. Shveykin A., Trusov P., Sharifullina E. Statistical Crystal Plasticity Model Advanced for Grain Boundary Sliding Description // Crystals. – 2020. – Vol. 10. – 822.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-051

ИЗМЕНЕНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ ЭЛЕКТРОНОВ ПРОВОДИМОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИЗМЕНЕНИЯ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

[1]Шулепов И.А., [2]Ломыгин А.Д., [2,3]Ботаева Л.Б., [2]Лаптев Р.С., [1]Власов И.В., [2]Кашкаров Е.Б., [2]Сыртанов М.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[3]Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

Проведено исследование изменения спектров упруго и дискретно рассеянных электронов в сплаве Ti-6Al-4V, подвергнутом поперечно-винтовой прокатке при $T = 1000\ ^{\circ}C$ в сравнении с исходным состоянием. Результаты исследования позволили сделать выводы о возможности выявления изменений структуризации поверхностных и объёмных плазмонов при деформации твердого тела. На основе известных теоретических исследований, используя экспериментальные спектры, предложена новая идея формирования спектров дискретно рассеянных электронов. Сделаны предположения и проведены расчёты размеров поверхностных и объёмных плазмонов, формирующихся при возбуждении электронов проводимости сплава Ti-6Al-4V. Результаты экспериментов позволили выявить некоторые причины, влияющие на изменения размеров плазмонов и, как следствие, на изменения формы спектров дискретно рассеянных электронов.

Известно [1], что характер мезоскопических структурных состояний полностью определяется возмущением электронной подсистемы. Исследования авторов [2] выявили связь изменений низкоэнергетических электронных подсистем сплава Ti-6Al-4V с изменениями мезоскопических структурных состояний в кристаллической структуре металлов после их модификации. В [3] описан без фоновый метод регистрации вторично-электронных спектров в виде N(E), реализованный на оже-спектрометре 09 ИОС-10.

Предполагается, что при возбуждении свободных электронов (электронного газа), образовавшиеся плазмоны приобретают энергию $\hbar\omega$ и частично передают импульс первичным, рассеявшим энергию в каскадах столкновений, электронам. Эти электроны получают энергию плазмонов $\hbar\omega$, рассеиваются («выбрасываются») в вакуум и отображаются на спектре дискретно рассеянных электронов. На основе анализа изменения формы, энергии, интенсивности спектра дискретно рассеянных электронов, применяя теоретические основы расчета частот плазмонов, предположительно представлены размеры и формы плазмонов, образующихся при облучении электронами энергией 980 эВ сплава Ti-6Al-4V в исходном и деформированном состояниях. Результаты вычислений представлены в таблице 1. Индексами p и s обозначены объёмные и поверхностные плазмоны соответственно.

Из рисунка 1 следует, что поверхностные плазмоны экранируют рассеянные на объёмных плазмонах электроны, поэтому интенсивность линий $1p$ и $2p$ на спектрах дискретного рассеяния будет зависеть, во-первых, от площади промежутков между поверхностными плазмонами. Плазмоны формируются на поверхности и в объёме преимущественно упорядоченных кристаллических решёток, поэтому площадь промежутков между поверхностными плазмонами будет зависеть от количества дефектов и ориентации зерен.

Во-вторых, следует отметить, что увеличивается интенсивность электронов, рассеянных на высокоэнергетических $1s$ плазмонах, т.е. увеличивается количество плазмонов, имеющих малые, по сравнению с другими, размеры. Изменение формы спектров связано, в том числе, с образованием неравновесных α' и β' фаз, когда ванадий частично остаётся в α-фазе и распределяется в виде кластеров.

В-третьих, интенсивность рассеянных на объёмных плазмонах электронов зависит от

изменения зернистой структуры в результате поперечно-винтовой прокатки.

Таблица 1. Параметры поверхностных и объёмных плазмонов

	Линии	4s	3s	2p	2s	1p	1s
Исходный	Энергия, эВ	16,5	40,3	47,3	50	55,36	57,4
	Частота плазмона, *f, Гц*	4,0E15	9,78E15	1,15E16	1,2E16	1,34E16	1,4E16
	Длина волны плазмона λ, нм	75,0	30,7	26,2	24,7	22,3	21,6
	Площадь плазмона, нм^2	5625	942,5	686,4	610,1	497,3	466,6
	Количество плазмонов в 10мкм^2, шт.	231	1591,5		6720		6644
Деформир о- ванный	Линии	4s	3s	2p	2s	1p	1s
	Энергия, эВ	14,6	39,3	48,8	52,1	55,5	57,1
	Частота плазмона, *f, Гц*	3,54E15	9,53E15	1,2 E16	1,26E16	1,35E16	1,4 E16
	Длина волны плазмона λ, нм	84,8	31,5	25,4	23,8	22,3	21,7
	Количество плазмонов в 10мкм^2, шт.	306	2319		1413		9979

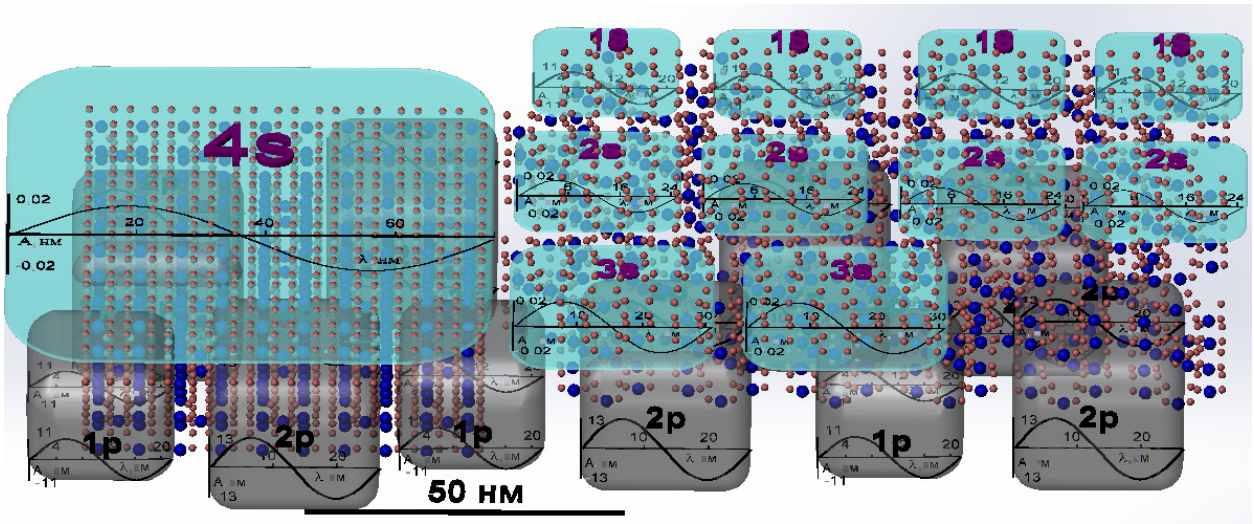


Рис. 1. Схематическое изображение объёмных и поверхностных плазмонов

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021.

1. Панин В. Е., Шулепов И. А., Деревягина Л. С., Панин С. В., Гордиенко А. И., Власов И. В. Создание наномасштабных мезоскопических структурных состояний для образования мартенситных фаз в низколегированной стали с целью получения высокой низкотемпературной ударной вязкости // Физ. мезомех. - 2019. - Т. 22. - № 6. - С. 5-13.- https://www.elibrary.ru/download/elibrary_41545938_11169717.pdf.

2. Панин В.Е., Шулепов И.А., Панин А.В., Перевалова О.Б., Власов И.В. Влияние наномасштабных мезоскопических структурных состояний, связанных с кривизной кристаллической решетки, на механическое поведение титанового сплава Ti-6Al-4V // Физ. мезомех. - 2019. - Т. 22. - № 6. - С. 14-23.- https://www.elibrary.ru/download/elibrary_41545940_76310403.pdf

3. Панин В.Е., Шулепов И.А., Ботаева Л.Б., Наркевич Н.А. Исследование электронно-энергетических спектров упруго и дискретно рассеянных электронов поверхности разрушения сплава Ti–6Al–4V после поперечно-винтовой прокатки при температуре 1000ОС / Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. № 3. С. 5-14.. https://www.elibrary.ru/download/elibrary_43077734_54100167.pdf.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-052

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 16.5Cr-I8.8Mn-0.53N-0.07C

[1]Шулепов И.А., [1]Наркевич Н.А., [2,3]Ботаева Л.Б., [2]Сыпченко В.С., [2]Солдатов А.И., [2]Сорокин П.В., [2]Кашкаров Е.Б., [2]Сыртанов М.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[3]Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

Известно [1], что формирование определенных мезоскопических структурных состояний взаимосвязано с возмущением электронной подсистемы. В частности, исследования авторов [2] показали, что после модификации сплава Ti-6Al-4V наряду с изменениями его структуры наблюдаются также изменения низкоэнергетических электронных подсистем. Аналогичная взаимосвязь должна присутствовать и в других сталях и сплавах, упрочняемых деформационной, термической обработками или при их совмещении. Одним из способов повышения эксплуатационных свойств металлических материалов (предела текучести, твердости, износостойкости) является упрочнение поверхностного слоя. Применение интенсивной пластической деформации в виде ковки бойком с ультразвуковой частотой (УЗК) или электроннолучевой термической обработки (ЭЛО) имеет определенные преимущества перед другими методами: возможность локальной модификации, отсутствие угрозы отслоения покрытия и т.д.

Целью работы является исследование влияния УЗК и последовательного применения УЗК и ЭЛО на структуру, механические свойства и изменения низкоэнергетических электронных подсистем высоколегированной аустенитной стали 16.5Cr-I8.8Mn-0.53N-0.07C.

В исходном состоянии (после закалки от 1100 °C) исследуемая сталь имела крупнозернистую 30-50 мкм аустенитную структуру. Деформационную (УЗК) обработку поверхности проводили, как показано в работе [3]. Часть образцов обрабатывали ЭЛО на установке (ИФПМ СО РАН, Россия) [4] непрерывным сфокусированным электронным лучом. Размеры электронного луча были следующие: длина 40 мм, ширина 0.5 мм. Технологические параметры ЭЛО были следующие: частота развертки электронного луча 200 Гц, ток электронного луча I = 0.02 А, максимальная энергия электронов 27 кэВ, скорость перемещения обрабатываемой поверхности бруска относительно электронного пучка 15 мм/с.

Параметры структуры исследовали методом металлографии на приборе Axiovert–25CA и рентгеновской дифрактометрии на приборе ДРОН-4М в $Cu_{K\alpha}$ излучении.

Механические свойства определяли по результатам испытаний 3-х образцов с длиной рабочей части 16 мм и сечением 2×1 мм^2 при растяжении на машине Instron 5582. Одна из поверхностей образцов была обработана УЗК или УЗК+ЭЛО. Для сравнения испытали 3 образца после закалки.

Исследования показали, что после УЗК в структуре стали содержится множество деформационных микродвойников, деформационных дефектов упаковки (ДУ), что характерно для сплавов с низкой энергией ДУ. Вдоль нормали к поверхностному слою отмечено уменьшение параметра решетки аустенита, свидетельствует о формировании остаточных макронапряжений сжатия вдоль этого направления. Кроме того, отмечено диспергирование структуры, характеризующейся величиной зерен в диапазоне 1-5 мкм. Последующая ЭЛО формирует более равновесную зеренно-субзеренную структуру: если УЗК увеличивает статические смещения атомов из равновесных положений, то ЭЛО снижает их.

УЗК способствует повышению предела текучести стали, а последовательное проведение УЗК и ЭЛО дополнительно увеличивает и предел прочности при относительном удлинении не ниже 20%, рис. 1.

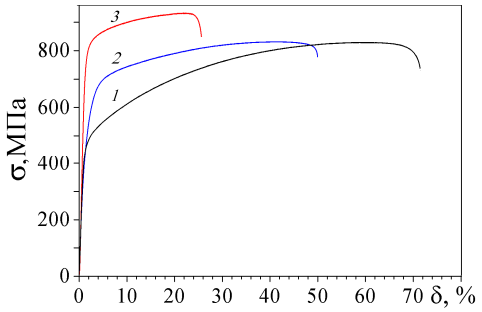
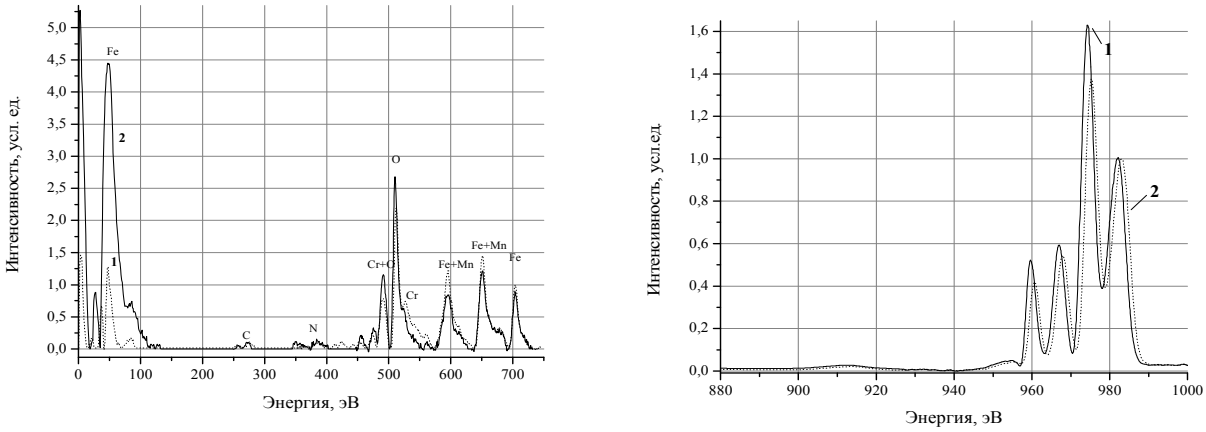


Рис.1 Кривые течения 16.5Cr–I8.8Mn–0.53N–0.07C стали в состоянии после закалки от 1100^0C – 1, после УЗК – 2 и УЗК+ЭЛО – 3 обработок

На рисунке 2 представлены спектры вторичных электронов от образцов, обработанных: линия 1 – УЗК, линия 2 УЗК+ЭЛО. Выявлено изменение вторично-электронных спектров. Отличия в спектрах демонстрируют влияние ЭЛО на электронную подсистему сплава.

Отличия в низкоэнергетической области спектра (рис. 2а) характеризует изменения на 4s и 3d электронных оболочках. А спектры (рис. 2б) показывают связь формирования поверхностных и объёмных плазмонов с изменениями структуры кристаллов в следствие ЭЛО.



а б

Рис. 2. Спектры (а) - оже–, (б) - упруго– и дисктерно– рассеянных электронов от поверхности: линия 1-УЗК и линия 2-УЗК+ЭЛО

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021.

1. Панин В. Е., Шулепов И. А., Деревягина Л. С., Панин С. В., Гордиенко А. И., Власов И. В. Создание наномасштабных мезоскопических структурных состояний для образования мартенситных фаз в низколегированной стали с целью получения высокой низкотемпературной ударной вязкости // Физ. мезомех. - 2019. - Т. 22. - № 6. - С. 5-13. https://www.elibrary.ru/download/elibrary_41545938_11169717.pdf.

2. Панин В.Е., Шулепов И.А., Ботаева Л.Б., Наркевич Н.А. Исследование электронно-энергетических спектров упруго и дискретно рассеянных электронов поверхности разрушения сплава Ti–6Al–4V после поперечно-винтовой прокатки при температуре 1000ОС / Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23. № 3. С. 5-14.. https://www.elibrary.ru/download/elibrary_43077734_54100167.pdf.

3. Narkevich N.A., Tolmachev A.I., Vlasov I.V., Surikova N.S. Structure and mechanical properties of austenitic steel after ultrasonic forging // Phys. Met. Metallogr. 117 (2016) 288-294. DOI: 10.1134/S0031918X16030108

4. Panin V.E., Beljuk S.I., Durakov V.G., Pribytkov G.A., Rempe N.G. Electron beam vacuum surfacing: Equipment, technology and properties of coatings // Weld. Int. 2000. Т. 14. № 7. P. 580-584. DOI: 10.1080/09507110009549234

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-053

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРНЫХ ПОРОД С ПОМОЩЬЮ CAE FIDESYS

[1]Яковлев М.Я., [1]Быстров И.Д., [2]Зингерман К.М., [1]Левин В.А.
[1]Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва
[2]Тверской государственный университет, Тверь

В докладе описывается влияние внутреннего (порового) давления на эффективные механические свойства керна [1] – образца горной породы, добытого из глубины земли с помощью специального способа бурения. Исследование эффективных свойств на масштабе керна представляет большой практический интерес, поскольку позволяет спрогнозировать поведение соответствующих горных пород в процессе добычи полезных ископаемых на масштабе скважины и месторождения. При таком исследовании необходимо учитывать, что добытый керн изначально находился на большой глубине и подвергался значительной нагрузке – в том числе, поровому нагружению. Поэтому особенно актуальным является моделирование эффективных механических характеристик керна с учётом его предварительного нагружения.

В работе эффективные свойства керна оцениваются численно, путём расчёта на представительном объёме [2]. Цифровая модель керна получена с помощью компьютерной томографии, позволяющей представить геометрию керна в виде воксельной структуры, записываемой в бинарный файл. Расчёты проводились в программном модуле Fidesys Composite прочностного программного пакета Fidesys. С помощью специально разработанного программного модуля [3] проводилось считывание из бинарного файла данных о воксельной структуре керна [4] и построение на основе цифровой модели керна структурированной гексаэдральной сетки, каждый элемент которой соответствовал вокселю исходной модели.

С помощью Fidesys Composite на представительном объёме керна решался ряд краевых задач теории упругости

$$\nabla \cdot \sigma = 0 \tag{1}$$

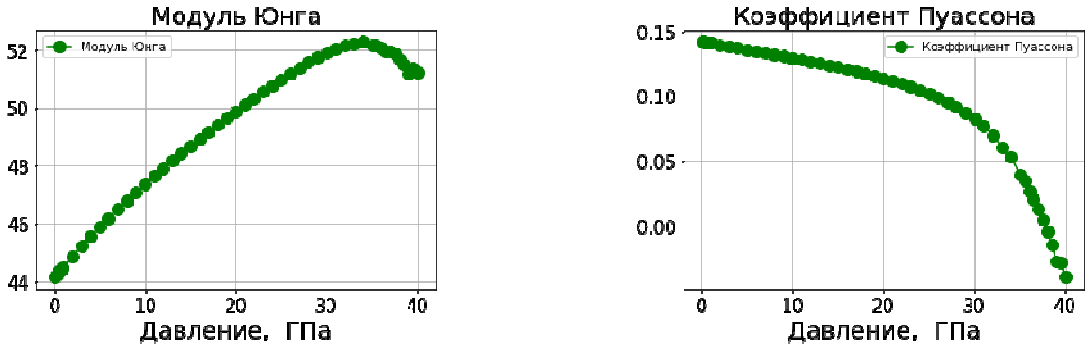
с различными граничными условиями (растяжения/сжатия, сдвиги), каждое из которых соответствовало определённому виду эффективного тензора деформаций. Для учёта предварительного нагружения [5] в виде порового давления решалась дополнительная задача, в которой внешняя граница модели жёстко фиксировалась. Результаты решения каждой краевой задачи осреднялись по объёму, в результате чего вычислялся эффективный тензор напряжений. Эффективные механические характеристики оценивались в виде обобщённого закона Гука (т.е. изначально в анизотропном виде):

$$\sigma_{ij}^{e} = C_{ijkl} E_{kl}^{e} \tag{2}$$

Поскольку вычисленные в работе эффективные свойства кернов получались практически изотропными, из посчитанных коэффициентов C_{ijkl} вычислялись эффективные модуль Юнга и коэффициент Пуассона кернов.

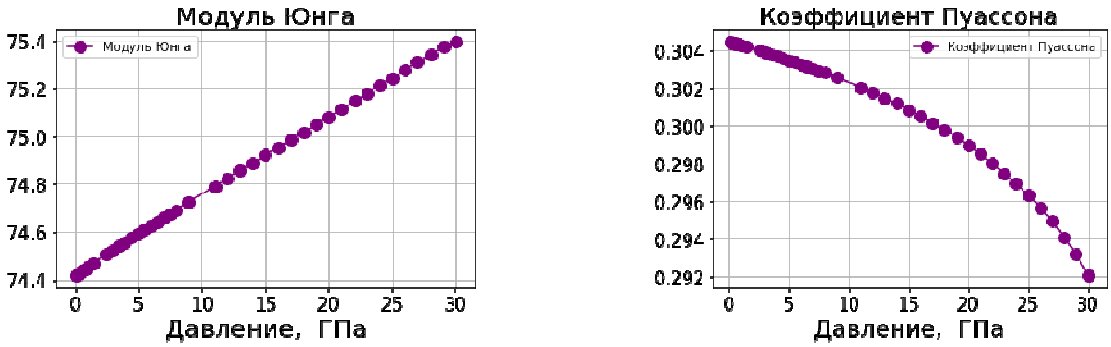
В рамках данной работы было проведено исследование зависимости эффективных свойств керна из песчаника (модуль Юнга E = 70 ГПа, коэффициент Пуассона ν = 0.15) от порового давления, а также керна из трёх минералов: пирита (E = 291.2 ГПа, ν = 0.16), кальцита в твёрдой (E = 80.4 ГПа, ν = 0.15) и разуплотнённой фазе (E =31.75 ГПа, ν = 0.29). Пористость первого керна – 20%, пористость второго – 3%. Для каждого керна варьировалась величина внутреннего давления. Результаты измерения модуля Юнга и коэффициента для керна из песчаника представлены на рис. 1, для керна из трёх минералов – на рис. 2. Из рис. 1 и рис. 2 виден линейный характер зависимости модуля Юнга и коэффициента Пуассона от величины приложенного давления (прямая зависимость для модуля Юнга, обратная для коэффициента Пуассона). Нелинейный характер зависимость эффективных свойств керна из песчаника приобретает при больших величинах внутреннего

давления – когда в реальности уже разрушение керна.



а б

Рис. 1. Модуль Юнга (а) и коэффициент Пуассона (б) однородного керна



а б

Рис. 2. Модуль Юнга (а) и коэффициент Пуассона (б) неоднородного керна

Данные результаты показывают, что наличие порового давления оказывает существенное влияние на эффективные механические свойства керна. Даже для керна из трёх минералов, пористость которого составляла 3%, на графиках видно заметное изменение модуля Юнга и коэффициента Пуассона при росте порового давления. Можно сделать вывод о необходимости учёта порового давления при оценке эффективных характеристик кернов.

Работа выполнена за счёт гранта Российского научного фонда (проект №19-71-10008).

1. Вершинин А.В., Улькин Д.А., Яковлев М.Я. Вариант численной оценки эффективных механических характеристик керна с помощью CAE-системы FIDESYS // В сб. "XI Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики", Казань, 2015. – С. 744–746.
2. Vershinin A.V., Levin V.A., Zingerman K.M., Sboychakov A.M., Yakovlev M.Ya. Software for estimation of second order effective material properties of porous samples with geometrical and physical nonlinearity accounted for // Advances in Engineering Software, Vol. 86, 2015. – P. 80–84.
3. Быстров И.Д. Построение гексаэдральной сетки для керна по его цифровой модели и численная оценка его эффективных механических свойств с помощью CAE Fidesys //XXVII Международная конференция студентов, аспирантов и молодых учёных «Ломоносов», Секция «Математика и механика», Москва, Россия, 2020.
4. Maxim Yakovlev, Anatoly Vershinin, Vladimir Levin, Konstantin Zingerman, Dmitry Konovalov. Application of Finite and Spectral Element Methods for Rock Modeling at Different Scales // Proceedings of the International SPDM Conference NAFEMS World Congress, Quebec City, Canada, 2019. – Article ID: NWC19-185.
5. Yakovlev M.Ya., Lukyanchikov I.S., Levin V.A., Vershinin A.V., Zingerman K.M. Calculation of the effective properties of the prestressed nonlinear elastic heterogeneous materials under finite strains based on the solutions of the boundary value problems using finite element method // Journal of Physics: Conference Series, V. 1158, I. 4, Article ID 042037, 2019. – Режим доступа: https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1742-6596/1158/4/042037/meta

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-054

ПРЯМАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ: ВЛИЯНИЕ МАСШТАБА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦА

Янц А.Ю., Токарев А.А.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В работе предложены основные соотношения прямой упруговязкопластической модели поликристаллического образца [1]. Начальная зеренная структура образца (от 500 до 12000) формировалась с использованием программного продукта Neper, после чего производилось аппроксимация зерен совокупностью конечных элементов (порядка 2000 на зерно) с помощью программного комплекса Gmsh. Для непосредственного решения краевой задачи [2] использовался пакет программ собственной разработки реализующий алгоритм решения сформулированной в скоростной постановке методом конечных элементов. Отклик каждого кристаллита определялся упруговязкопластической моделью. Данная модель была использована для проведения ряда численных экспериментов по деформированию растяжением поликристаллических образцов. Целью данных экспериментов было выявление масштабного эффекта и влияние размера зерна на отклик.

В прямой модели явным образом учитывалось наличие внешних (свободных) и внутренних (межкристаллитных) границ [3]. Исследование роли поверхности образца в процессах деформирования и разрушения образцов интенсивно проводятся с начала 20 века [4] после открытия А.Ф.Иоффе эффекта повышения пластичности и прочности каменной соли в воде [5]. Позднее эффект влияния поверхностно активных веществ был экспериментально подтвержден на деформации металлов Al, Cu, Pb, Sn, Zn [6].

В [7] показано, что сдвиг инициируется сначала у поверхности, после чего распространяется вглубь кристалла. В процессе усталостного нагружения железа просвечивающей микроскопией показано [8] существенное отличие дислокационной структуры в поверхностных и глубинных областях кристалла. Следы скольжения внутри кристалла имеют следы множественного поперечного скольжения, сегменты извилисты и содержат многочисленные пороги, тогда как дислокационная структура в поверхностном слое лишена этих признаков. Данный факт позволяет предположить, что скольжение зарождается на поверхности и распространяется вглубь кристалла. При этом отмечается, что в поверхностных слоях наблюдается повышенная плотность дислокаций вплоть до глубины 30 мкм.

Результаты численных экспериментов по растяжению образцов показывают, что наличие свободной поверхности вносит существенную неоднородность в процесс деформирования и оказывает влияние на эволюцию внутренней структуры материала, как непосредственно в приповерхностных областях, так и в объеме образца. Пластические деформации инициируются в приповерхностных слоях образца, проникая с течением процесса в более глубокие слои материала. Неоднородное пластическое деформирование, имеющее место даже в пределах зерен, порождает ротацию и разориентацию подобластей отдельных зерен, инициируемые также в приповерхностных слоях, что при значительных деформациях ведет к фрагментации и дроблению. Показано, что критическим для образца является средний размер зерна, при уменьшении которого растет доля внутренних межзеренных границ и, соответственно, интенсивность упрочнения: для размеров зерен в диапазоне от 13 до 108 мкм подтверждена справедливость закона Холла – Петча. При варьировании размеров образца была получена прямая зависимость напряжения течения от линейных размеров образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-31-70027) и Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (базовая часть государственного задания ПНИПУ FSNM-2020-0027).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И., Нечаева Е.С., Волегов П.С. Многоуровневые модели неупругого деформирования материалов и их применение для описания эволюции внутренней структуры // Физ. мезомех. 2012. №1.
2. Поздеев А.А., Трусов П.В., Няшин Ю.И. Большие упругопластические деформации: теория, алгоритмы, приложения. – М.: Наука, 1986. 232 с.
3. Yants A. Yu., Trusov P. V. and A. A. Tokarev Direct crystal plasticity model for describing the deformation of samples of polycrystalline materials: influence of external and internal boundaries of samples // Nanoscience and Technology: An International Journal. Vol. 12. Iss. 2. P. 1-21.Баранов Ю.В. Эффект А.Ф. Иоффе на металлах: монография. М.: МГИУ. 2005. 136 с.
4. Иоффе А.Ф. Физика кристаллов. Ленинград-Москва: ГосНТИ. 1929. 90с.
5. Горюнов Ю.В., Перцов Н.В., Сумм Б.Д. Эффект Ребиндера. М.: Наука. 1966. 120 с.
6. Гилман Г. Дислокации и механические свойства кристаллов. М.: Иностранная литература. 1960. С 82-116.
Набарро Ф.Р., Базинский З.С., Холт Д.Б. Пластичность чистых монокристаллов. М.: Металлургия. 1967. 80 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-055

TRANSMISSION ELECTRON MICROSCOPICAL STUDY OF THE STAINLESS STEEL SPECIMENS AFTER ION-PLASMA TREATMENT

[1,2]Zagibalova E.A., [1]Moskvina V.A.
[1]Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk
[2]National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk

Using the transmission electron microscopy (TEM) methods, we studied phase composition and microstructure of the surface composite layers obtained by ion-plasma treatment in austenitic stainless steel specimens (Fe-17Cr-13Ni-2.7Mo-1.7Mn-0.6Si-0.01C mass.%, AISI 316L) with different initial structures. Two portions of homogenized and solution-treated AISI 316L billets were cold rolled to 80% reduction (Regime 1 – R1) and 40% reduction (Regime 2 – R2). Further, R1-specimens were investigated in as-rolled state, R2-specimens were annealed in a helium atmosphere at the temperature of T=1050°C for 5 h with quenching into water. In cold-rolled 316L steel specimens (R1), a misoriented grain-subgrain structure (d<1 μm) with a high density of deformation defects (dislocations, subboundaries, twins, localized bands, etc.) and both high- and low-angle misorientations between structural elements was obtained. In cold-rolled and annealed specimens (R2), a coarse-grained austenitic structure with an average grain size of d = 55 μm was formed. R1 and R2 specimens were subjected to a surface ion plasma treatment (IPT) in a mixture of gases 70% Ar + 25% N_2 + 5% C_2H_2 at pressure 300 Pa and temperature of 540°C for 12 hours using ELU-5 device. TEM microstructural analysis was carried out using the foils obtained in cross-section of IPT-processed surfaces.

Under IPT-processing of stainless steel, the surface-hardened regions with the depth of ≈150 μm in R1 and ≈50 μm in R2-specimens are formed. By the features of the microstructure and phase composition with depth, in the IPT-processed surfaces of both R1 and R2 specimens three characteristic regions were revealed: a composite layer, a diffusion zone and a base material. For R1-specimens, the microstructure of the composite layer is inhomogeneous and consists of extended regions doped with nitrogen and carbon austenite Fe-$\gamma_{N,\,C}$, ferrite Fe-$\alpha_{N,\,C}$, and ultra-fine carbonitrides and nitrides Fe_4(N, C) and Cr(N, C) located along numerous boundaries and subboundaries and within grains. The diffusion zone of the R1-specimens is characterized by a microstructure with extended regions with the Fe-$\gamma_{N,\,C}$ phase and high density of deformation twins. As moving from the IPT-assisted surface towards the center of R1-specimens, the microstructure becomes typical to the initial base material, i.e., the grain/subgrain austenitic structure. According to TEM phase analysis, the phase composition of the composite layers in both R1 and R2 states is similar, but the phase distribution, their morphology and volume fraction are completely different. In case of R2-specimens, the microstructure of IPT-assisted composite layer is more homogeneous in comparison with that in R1 specimens. In the composite layer, from the top surface up to depth of ≈15-18 μm, the initially coarse grains with the Fe-$\gamma_{N,\,C}$ phase are filled with Fe_4(N, C) particles with a strip-like arrangement inside these grains. Particles of the Fe_4(N,C) phase have a length of 1÷5 μm and a width of 30÷120 nm. The areas next to the grain boundaries are depleted by Ni, Cr and Mn but enriched with Fe, C and N according to EDS data. Strip-like Fe_4(N,C) particles are parallel to each other and they are located along certain crystallographic planes in the austenite structure. Areas ≈1 μm in size with fine particles of Cr(N, C) + Fe-α phases are observed only up to 10 μm in depth near the boundaries and inside of grains. At ≈ 50 μm depth, the microstructure of R2-specimens is similar to that in base material - coarse-grained austenite.

Thus, it is experimentally shown that the initial structure in 316L steel affects the phase distribution and morphology of the composite IPT-assisted surface-hardened regions despite the formation of similar set of secondary phases in these regions.

This research was supported by the Russian Presidential Scholarship (SP-14.2019.1). The authors wish to thank Dr. E.G. Astafurova and Dr. K.N. Ramazanov for his assistance with the experiment and discussion of the results.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-056

GAPPED MOMENTUM STATES AND PIEZO-NUCLEAR EFFECTS IN STRONGLY COUPLED MESOSCOPIC SYSTEMS

Naimark O.B.
Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm

The gapped momentum states (GMS) are related to dissipation and momentum transfer in out-of-eqiulibrium open systems revealing the so-called *phase relaxation*. The phase relaxation is considered as the non-affine displacements in the deformation field of solids or liquids and connected to the defects induced topological properties. GMS states experiments have shown the existence of propagating shear waves at low frequency in confined liquids associated to solid-like elastic effects [1]. The finite elasticity of confined liquids as the structurally disordered condensed matter with spontaneously broken translations in the presence of phase relaxation leads to the effectively cuts off low-energy eigenmodes of the system. There are two conventionally discussed dispersion relations: the gapless phonon-like DR and the DR with the energy or frequency gap. The third type of DR has been emerging in different areas of physics: the gapped momentum states (GMS) when the DR with the gap in momentum, or k-space. Increasing interest for the gapped momentum states (GMS) is related to important implications for dynamical and thermodynamic properties of the system that are characteristic for plasticity and turbulence. Traditionally GMS emerge in the Maxwell-Frenkel approach to liquid viscoelasticity, relate the *k*-gap to dissipation and observe how the gaps in DR can continuously change from the energy to momentum space. The existence of specific type of criticality - the structural-scaling transition in mesoscopic systems with defects, and the Ginzburg-Landau phase field phenomenology of the free energy release allowed the interpretation of different GMS due to the generation of collective modes of defects (breathers, solitary waves, blow-up dissipative structures) that have the nature of the self-similar solutions of the generalized Ginzburg-Landau evolution equation. These collective modes have specific spatial-temporal dynamics responsible for the critical momentum cutoff and subordination of the condensed matter relaxation properties to the dynamics of these modes. Qualitative change of relaxation properties and the mechanism of dissipation were supported by the experiment in shocked liquid established the power universality of shock wave front that is characteristic of plastic wave fronts in metals. The k-gap in this case is related to the metastability (bistability) of out-of-equilibrium free energy of condensed matter with microshears in the condition of spinodal metastability decomposion according to the structural-scaling transition kinetics. The power law of viscosity versus strain rate reflects the existence of universality for the viscosity limit in solid and liquid states. Other asymptotic limit corresponding to the strong coupled mesoscopic systems was studied in the experiment for shock wave loading of the fused quartz rod, when the failure wave was initiated with characteristic delay after the path of shock front. The failure wave dynamics was explained as the resonance initiation of the consequent set of the blow-up collective modes in the microshear ensemble. Assuming nano size length of fragments in failure wave area the KSS limit can be estimated to define the entropy of failure wave area according to the set of blow-up modes [2, 3]. Considering this set of collective modes as the complex blow-up dissipative structure the surface topology of the failure wave front can be considered as the holographic image of the collective modes of defects in the bulk of the sample [2].

To identify the extremely damaged area (associated with Failure Wave) with the area of the BH (Black Hole) phase transformation (in acoustic limit $U \leq G$) it is naturally to assume that this area has extremely high entropy corresponding to the set of complex blow-up structures consisting the simple blow-up modes. The driving force for this limiting fragmentation is extremely high structural stresses (energy density) initiated by defects at the front of blow-up mode. Propagation of Failure Wave leads to the increase of dramatically comminuted area and the number of blow-up modes `that represents the *internal degrees of freedom*. This tendency in the entropy evolution is similar to the Bekenstein-Hawking entropy [3] in the BH phase transition and the value of this area can be considered as the entropy measure.

Initiation of Failure Wave can be considered as the acoustic limit of the phase transition in shocked solid and is the analogous to the phonon field describing collective excitations of a crystal lattice in the low-temperature limit. Similar ideas were discussed by Sakharov for entropy determination of gravity systems in the presence of collective excitation of the mass field. This similarity follows from statistical thermodynamics of matter with mesodefects, which reveals universality in the global symmetry properties caused by the collective modes dynamics. It should be noted that statistical integral of mesoscopic systems with defects is invariant with respect to structural scaling parameter playing the role of the effective δ. Thus, the considered scenarios of fragmentation of a matter can be presumably be extended to arbitrary energy densities which are not necessarily bounded by the acoustic limit in solid. The minimal length of fragments in the "acoustic limit" can be estimated using the natural parameters with independent dimensions: elastic modulus G, material density ρ and Plank's constant h[3].

$$\xi = \left(\frac{h}{\rho(G/\rho)^{1/2}}\right)^{1/4} \sim (10^{-9} - 10^{-10})m,$$

The length ξ corresponds to the transition from the acoustic limit (energy density $G = \rho C^2, C$ is the sound speed) to the quantum area, when the scenario of structural-scaling transition and related thermodynamics can be extended to the phase transition scenario for the energy density $U > G$. Failure Wave is the limit case of fragmentation in intensive shock with initiation of single extremely damaged area of length L_c with particle sizes close to acoustic limit size $\xi \sim 10^{-9} m$.

The universal scenario of structural-scaling transition for the increasing energy density allowed the interpretation of the Piezonuclear Reactions effects in brittle fractured materials, when neutron emission was measured in bursts with variations of the concentration of elements obtained on the undamaged surface [4,5].

The reseach was supported by the Project of the Perm Region Covernment (agreement n. №562).

1. Baggioli M., Vasin M., Brazhkin V., Trachenko K . Gapped momentum states // Physics Reports. - 2020 .- V.865 .- P. 1–44.

2. Naimark O.B., Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Cintinua, *Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure*, Capriz, G. and Mariano, P., eds., Boston: Birkhauser, 2004, pp. 75–114.

3. Naimark O.B., Structural-Scale Transitions in Solids with Defects and Symmetry Aspects of Field Theory, *Phys. Mesomech*., 2010, vol. 13, no. 5–6, pp. 306–317.

4.Carbone F., Carpinteri A., Lacodogna G. Piezonuclear neutrons from fracturing of inert solids // Phys.Lett.A.- 2009.- v.373.-P. 4158-4163.

5. Carpinteri A., Manuello A. An indirect evidence of piezonuclear fussion reactions // Geomechanica and geochemical evolution in the Earth's crust // Physical Mesomechanics.- 2012.-V.15.-n.2.-P.51-60.

Секция 2. Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-057

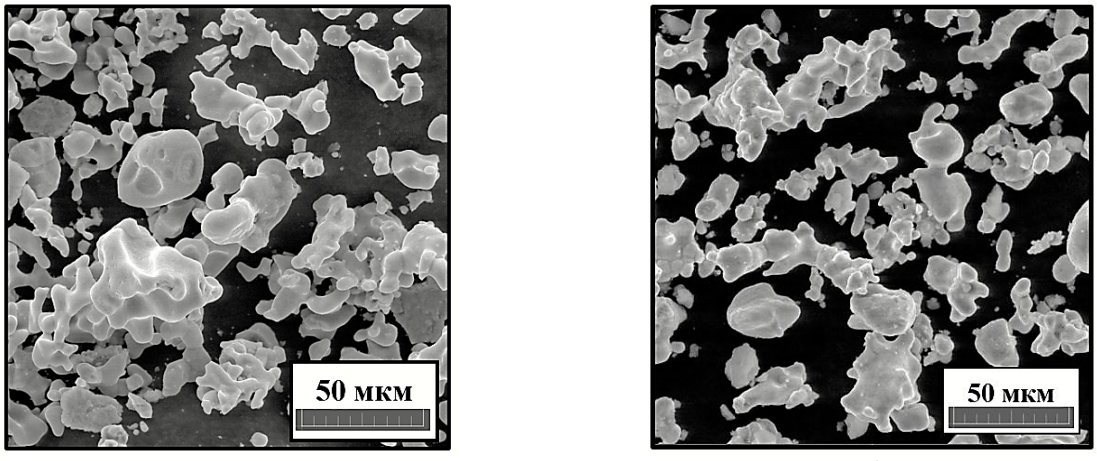
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ПОРОШКА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Абдульменова Е.В., Кульков С.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Пластичные материалы, в частности никелид титана, способные пластически деформироваться [1], получают методами порошковой металлургии, однако для реализации высоких физико-механических свойств необходимо использовать мелкодисперсные порошки [2]. Получить такие порошки можно разными методами, например, высокоинтенсивной механической обработкой, однако, несмотря на свою простоту и эффективность, в процессе длительной обработки возможно загрязнение порошков, их окисление и агрегация мелких частиц [3]. С дугой стороны известно, что водород приводит к охрупчиванию [4], к тому же при нагреве при выделении водорода может происходить очистка порошка, в связи с этим предварительное гидрирование может способствовать более эффективному измельчению. Таким образом, цель работы – изучить влияние водорода на измельчение порошка никелида титана.

В работе исследовался промышленный порошок никелида титана (ПН55Т45). Механическую обработку порошка проводили в планетарной шаровой мельнице «АГО-2» в течение 100 секунд. Скорость вращения барабана составляла 1820 об./мин, что обеспечило ускорение 60g. Гидрирование порошка проводили электрохимическим методом, описанным в [5] от 90 до 180 минут с предварительным замачиванием порошка в этиловом спирте.

На рис. 1 представлены изображения порошков, полученные с растрового электронного микроскопа. Частицы порошка никелида титана в исходном состоянии имеют гладкие поверхности со средним размером частиц 11,1 мкм (дисперсия по размеру составляет 7,5 мкм). Средний размер частиц после механической обработки уменьшился до 10,9 мкм (дисперсия по размеру составляет 10,9 мкм) (рис. 1а). Механическая обработка гидрированного порошка в течение 180 минут привела к уменьшению среднего размера частиц до 6,7 мкм (дисперсия по размерам составляет 7,7 мкм), при этом из рис. 1б видно, как количество частиц мелкой фракции возросло, в то время как количество агломератов и их размер уменьшился, по сравнению с обычным измельчением.



а б

Рис. 1. Гистограммы распределения частиц по размерам порошка никелида титана (а) и гидрированного порошка никелида титана (б) после механической обработки

Анализ фазового состава был проведён на дифрактометре с CuK_{α} излучением, рентгенограммы, порошков представлены на рис. 2. Видно, что на всех рентгенограммах присутствуют дифракционные отражения фаз TiNi (аустенит), Ti_2Ni и Ni_3Ti и следы мартенситной фазы TiNi. На рентгенограмме порошка после механической обработки (МО) фазовый состав не изменился, при этом видно, что полуширины линий увеличились не

значительно, не более, чем на 19 %. На рентгенограммах порошков после МО с предварительным гидрированием (№2 и №3), присутствуют два интенсивных пика на углах 32,1 ° и 45,8 °, которые принадлежат кубической фазе гидрида с индексами отражения (400) и (531). В исходном порошке и после МО параметры решёток всех фаз в пределах ошибки не изменяются и соответствуют литературе. В порошке после МО с предварительным гидрированием (№ 2 и 3) значительно изменяется только параметр решётки фазы Ti_2Ni, а именно с увеличением времени гидрирования параметр решётки возрастает до 1,1457 нм. По-видимому, это связано с формированием гидрида на основе фазы Ti_2Ni, поскольку рассчитанный параметр решётки близок к параметру решётки гидрида со стехиометрией $Ti_2NiH_{0,5}$, значение которого составляет 1,1500 нм (ICDD PDF2 270346).

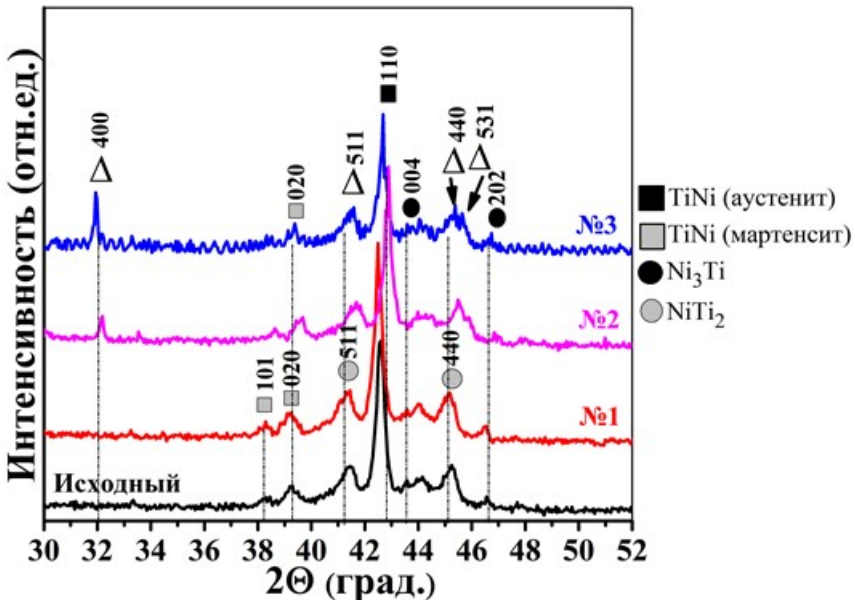


Рис. 2. Рентгенограммы порошков: в исходном состоянии, №1 – после механической обработки, № 2, 3 – после механической обработки с предварительным гидрированием 90 и 180 минут, соответственно

Таким образом, показано, механическая обработка гидрированного порошка позволяет уменьшить средний размер частиц почти в два раза, в то время как при обычной механической обработке средний размер почти не меняется.

Результаты получены при выполнении комплексного проекта «Создание высокотехнологичного импортозамещающего производства полного цикла металлорежущих сложно-профильных многогранных твердосплавных пластин для приоритетных отраслей промышленности» (соглашение о предоставлении субсидии от 27.11.2019 № 075-11-2019-036), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

2. El-Eskandarany M.S. Structure and properties of nanocrystalline TiC full-density bulk alloy consolidated from mechanically reacted powders // Journal of Alloys and Compounds. 2000. V. 305. P. 225-238.
3. Nobuki T., Crivello J-C., Cuevas F. Fast synthesis of TiNi by mechanical alloying and its hydrogenation properties // International journal of hydrogen energy. 2019. V. 44. P. 10770-10776.
4. Yokoyama K., Kaneko K. et al. Hydrogen embrittlement of work-hardened Ni–Ti alloy in fluoride solutions // Biomaterials. 2005. V. 26. P. 101-108.
5. Abdulmenova E.V. Kulkov S.N. Mechanical high-energy treatment of TiNi powder and phase changes after electrochemical hydrogenation // International journal of hydrogen energy. 2021. V. 46. P. 823-836.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-058

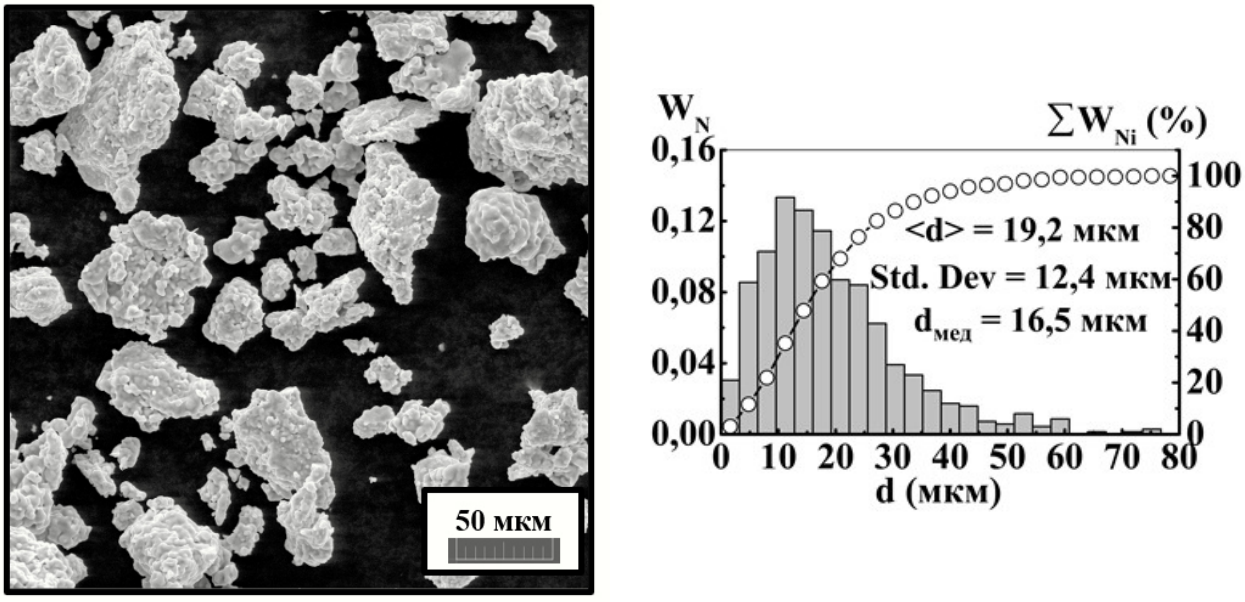
ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ГИДРИРОВАНИЕ ПОРОШКА Ni-Ti, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Абдульменова Е.В., Кульков С.Н.
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В [1,2] выявлено, что только фаза Ti_2Ni взаимодействует с водородом в смеси нескольких фаз таких как TiNi (аустенит, мартенсит), Ti_2Ni, $TiNi_3$ обнаруженных в порошке вблизи эквиатомного состава. Известно, что на диаграмме состояния Ti-Ni [3,4] присутствует двухфазная область, состоящая из фаз TiNi и Ti_2Ni, что позволяет варьировать содержание этих фаз в смеси и, следовательно, изучить взаимодействие водорода с этими фазами. Цель работы – исследовать взаимодействие водорода с двухфазным порошком никелида титана, полученным методом механохимического легирования.

Промышленные порошки никелида титана (ПН55Т45) и титана (ПТО-1) смешивались в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в течение 300 секунд (при 60 g), содержание титана в смесях варьировалось от 0 до 25 % масс. Полученные порошковые смеси отжигали в вакуумной печи СНВЭ 1.3.1/16 при 1000 °С, выдержка составляла 30 минут. Насыщение водородом проводили электрохимическим методом [2], при этом плотность катодного тока составляла 55 мА/см^2, напряжение в ячейке составляло 4,0 В. Перед гидрирование, полученные смеси замачивались в этиловом спирте.

На рис. 1 представлено типичное СЭМ изображение (а) и распределение частиц по размерам (б) порошка после отжига с содержанием титана в исходной смеси 25 % масс. Средние размеры частиц порошков ПН55Т45 и ПТО-1 составляли 11,1 мкм (дисперсия по размеру 7,5 мкм) и 6,5 мкм (дисперсия по размеру 6,7 мкм) соответственно. Видно, что с увеличением содержания титана в исходной смеси после отжига средний размер увеличивается до 19,2 мкм, по-видимому, это связано как с агрегацией более мелких частиц титана при механическом смешивании в мельнице, так и с увеличение размера частиц после последующего отжига, так порошок ПН55Т45 после отжига имеет средний размер частиц 15,7 мкм (дисперсия по размеру 11,0 мкм), что больше по сравнению с исходным состоянием порока никелида титана.



а б

Рис. 1. Типичное СЭМ изображение (а) и распределение частиц по размерам (б) порошка после отжига с содержанием титана в исходной смеси 25 % масс

Анализ фазового состава был проведён на дифрактометре с CuK_α излучением. На рис. 2

представлена типичная рентгенограмма, полученного порошка после отжига (чёрная кривая). Видно, что присутствуют отражения фазы Ti_2Ni и фазы TiNi, которая, согласно [3, 4] может существовать в трёх формах B2, B19`, R при комнатной температуре. Для того, чтобы оценить относительное содержание фаз в полученных порошках, определялись интегральные интенсивности всех фаз в диапазоне углов от 15 до 100 °, так при добавлении 15% масс. титана в исходную смесь, относительное содержание фазы Ti_2Ni составляет 79 ± 5 %, а относительное содержание фазы TiNi составляет 29 ± 5 %, с увеличением содержания титана в смеси относительное содержание фазы Ti_2Ni несколько снижается. После гидрирования порошка состава TiNi-15% масс. Ti в исходной смеси, на рентгенограммах можно отметить два интенсивных пика на углах при 32,1 ° и 56,8 °, принадлежащие кубической фазе гидрида Ti_2Ni с индексами отражения (400) и (711). Размер ОКР фазы Ti_2Ni с увеличением времени гидрирования увеличивается с 43 ± 10 нм до 62 ± 10 нм.

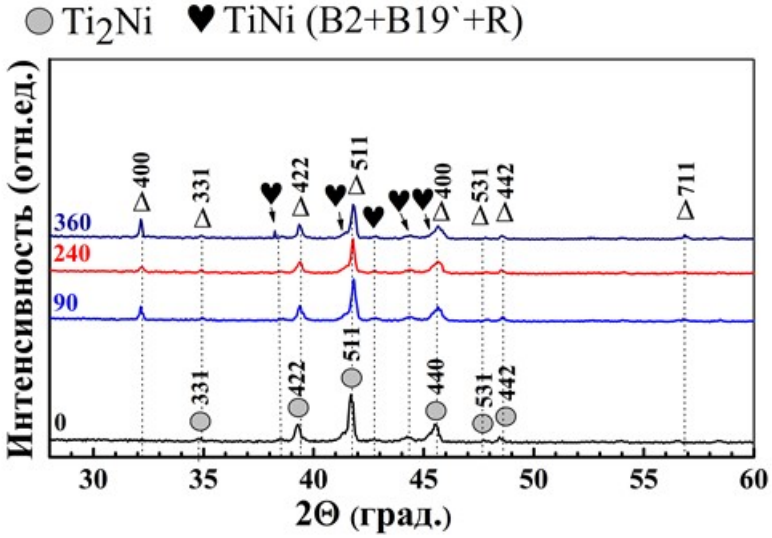


Рис. 2. Рентгенограммы, полученных порошков после отжига (а) и рентгенограммы порошка (TiNi–15 % масс. Ti) после гидрирования в течение 0-360 минут (б)

Таким образом, показано, что максимальное относительно содержание фазы Ti_2Ni формируется при добавлении 15 % масс. титана в исходную смесь. Показано, что гидрирование порошка состава TiNi–15 % масс. титана приводит к формированию кубической фазе гидрида на основе фазы Ti_2Ni.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-38-90196 Аспиранты в части проведения механического легирования и в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005 в части проведения гидрирования.

1. Абдульменова Е.В., С.Н. Кульков. Закономерности изменения структуры после механической активации порошкового TiNi и его взаимодействие с водородом // Известия высших учебных заведений. Физика. 2019. Т.62. №8. С. 137-142.
2. Abdulmenova E.V. Kulkov S.N. Mechanical high-energy treatment of TiNi powder and phase changes after electrochemical hydrogenation // International journal of hydrogen energy. 2021. V. 46. P. 823-836.
3. Massalski T.B., Murray J.L., Bennett L.H., Baker H. Binary alloy phase diagrams // ASM International. 1990. V. 3. P. 2874 – 2876.
4. Otsuka K., Sawamura T., Shimizu K. Crystal structure and internal defects of equatomic TiNi martensite // Physica Status Solidi. 1971. V. 5. P. 457-470.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-059

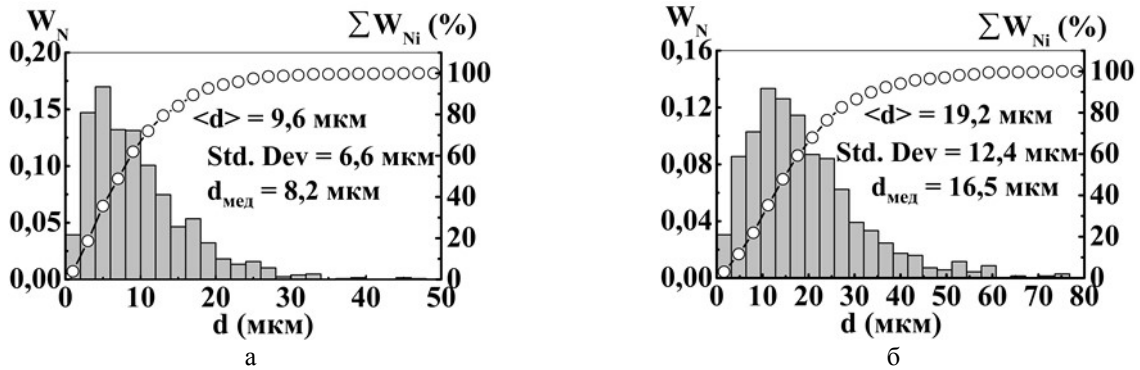
МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ТИТАН - НИКЕЛИДА ТИТАНА И ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА

[1,2]Абдульменова Е.В., [2]Поповичев К.Е., [1,2]Кульков С.Н.
[1]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*
[2]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Согласно диаграмме состояния [1] системы Ti-Ni, существует двухфазная область в диапазоне содержания никеля ~ 38-56 % масс., которая состоит из Ti_2Ni и TiNi, поэтому методом механохимического легирования порошка никелида титана вблизи эквиатомного состава титаном с последующим отжигом возможно варьировать содержание этих фаз. Цель работы – исследовать структуру и фазовый состав порошка никелида титана после механохимического легирования титаном.

Механохимическое легирование промышленного порошка никелида титана вблизи эквиатомного состава (ПН55Т45) промышленным порошков титана (ПТО-1) проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 в течение 300 секунд (при 60 g). Отжиг полученных смесей проводили в вакуумной печи СНВЭ 1.3.1/16 при 1000 °С, выдержка составляла 30 минут.

Распределения частиц по размерам было построено на основе обработки изображений, полученных на растровом микроскопе, результат представлен на рис. 1. Средние размеры частиц исходных порошков ПН55Т45 и ПТО-1 составляли 11,1 мкм (дисперсия по размеру 7,5 мкм) и 6,5 мкм (дисперсия по размеру 6,7 мкм) соответственно. Из рис. 1а видно, что при добавлении 7 % масс. титана в исходную смесь, средний размер составляет 9,6 мкм (дисперсия по размеру 8,2 мкм), по-видимому, вследствие разрушения агломератов в процессе механической обработки и маленького размера частиц титана. С увеличением содержания титана в исходной смеси (рис. 1б), после отжига средний размер увеличивается до 19,2 мкм, вероятно, это связано как с агрегацией более мелких частиц титана в процессе механической обработки, так и с увеличение размера частиц после последующего отжига, так порошок ПН55Т45 после отжига имеет средний размер частиц 15,7 мкм (дисперсия по размеру 11,0 мкм), что больше по сравнению с исходным состоянием.



а б

Рис. 1. Распределения частиц по размерам, полученных порошков после отжига: 7 (а) и 25 % масс (б) титана в исходной смеси

Анализ фазового состава был проведён на дифрактометре с CuK_α излучением, типичная рентгенограмма, полученного порошка после отжига, представлена на рис. 2. Видно, что присутствуют дифракционные отражения фазы Ti_2Ni и фазы TiNi, которая при комнатной температуре может существовать в трёх формах B2, B19`, R согласно [1,2]. При этом, параметр решётки фазы Ti_2Ni с увеличением содержания введенного титана в исходную смесь уменьшается с $1{,}1294 \pm 5 \cdot 10^{-4}$ нм до $1{,}1251 \pm 5 \cdot 10^{-4}$ нм, что несколько меньше чем в [3]. Для того, чтобы оценить относительное содержание этих фаз, определялись интегральные интенсивности всех фаз в диапазоне углов от 15 до 100 ° и строилась зависимость отношения интегральных интенсивностей фаз Ti_2Ni к TiNi (B2+B19`+R) от содержания введенного в

исходную смесь титана. Из зависимости видно, что пересечение аппроксимирующих прямых при содержании титана 15,3 % масс., соответствует составу с максимальным содержанием фазы Ti_2Ni. Согласно диаграмме состояния системы Ti-Ni [4] при оценке содержания фаз в полученных порошках по правилу «отрезков» обнаружено, что при добавлении 25 % масс. титана к порошку никелида титана вблизи эквиатомного состава при отжиге формируется фаза Ti_2Ni с относительным содержанием 71 % и фаза TiNi (B2+B19`+R) с относительным содержанием 29 %, в то время как при добавлении 7 % масс. титана к порошку никелида титана формируется фаза $Ti_2Ni$ с относительным содержанием 23 % и фаза TiNi (B2+B19`+R) с относительным содержанием 79 %. По-видимому, такое расхождение может быт связано с градиентной структурой частиц порошков после механического легирования, когда на поверхности частиц присутствует фаза Ti_2Ni, а внутри частиц фаза TiNi (B2, B19`, R). Размер ОКР фазы Ti_2Ni с увеличением титана не изменяется и составляет 53 ± 10 нм.

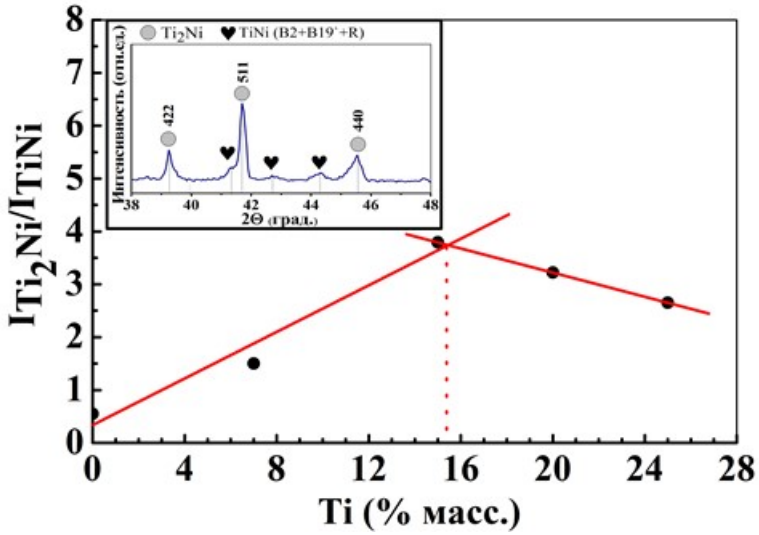


Рис. 2. Зависимость отношения интегральных интенсивностей фаз TiNi (B2+B19`+R) к Ti_2Ni от содержания титана в исходных смесях после отжига и типичная рентгенограмма, полученного порошка после отжига состава TiNi-25 % масс

Таким образом, показано, что методом механохимического легирования с последующим отжигом получены порошки с разным содержанием фазы Ti_2Ni. Максимальное содержание фазы Ti_2Ni формируется при добавлении 15 % масс. титана к порошку никелида титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-38-90196 Аспиранты в части проведения механического легирования и в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005 в части проведения исследований размера частиц и рентгенофазового/рентгеноструктурного анализа.

1. Massalski T.B., Murray J.L., Bennett L.H., Baker H. Binary alloy phase diagrams // ASM International. 1990. V. 3. P. 2874 – 2876.
2. Otsuka K., Sawamura T., Shimizu K. Crystal structure and internal defects of equatomic TiNi martensite // Physica Status Solidi. 1971. V. 5. P. 457-470.
3. Abdulmenova E.V. Kulkov S.N. Mechanical high-energy treatment of TiNi powder and phase changes after electrochemical hydrogenation // International journal of hydrogen energy. 2021. V. 46. P. 823-836.
4. Yurko G.A., Barton J.W., Parr J.G. The crystal structure of Ti_2Ni // Acta Crystallographica. 1959. V. 12. P. 909-911.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-060

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni_3Al СИНТЕЗИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА С ЧАСТИЧНОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ

Акимов К.О.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминид никеля (Ni_3Al) представляет собой упорядоченный интерметаллический сплав со сверхструктурой $L1_2$. Он широко применяется в аэрокосмической промышленности, например, в лопатках турбин и авиационных двигателях. Однако низкая пластичность и высокая склонность к хрупкому разрушению сильно ограничивают его промышленное применение [1-3]. В настоящее время для решения задачи повышения прочностных характеристик широко применяются такие методы как легирование и направленная кристаллизация. На фоне данных исследований, практически без внимания остаются работы, направленные на исследование основной γ' фазы (Ni_3Al) [4,5]. В то же время известно, что пластичность и, соответственно, прочность интерметаллического соединения Ni_3Al можно улучшить за счет уменьшения размера зерна. Как показано теоретически, упорядоченные интерметаллические соединения, которые характеризуются низкой пластичностью при растяжении из-за зернограничного разрушения, имеют критический размер зерна, ниже которого трещиностойкость поликристаллических материалов увеличивается [6].

Перспективным решением данной задачи является разработка метода синтеза, позволяющего получить соединение с микрозернистой структурой под действием сдвиговых деформаций на стадии кристаллизации из расплава. Применительно к интерметаллическому соединению Ni_3Al таким методом может быть высокотемпературный синтез интерметаллида под давлением с деформацией продукта синтеза, позволяющий формировать в синтезированном интерметаллическом продукте более высокие прочностные свойства в результате образования в продукте микрозернистых структур [7].

Целью настоящей работы являлось исследование микроструктуры интерметаллического соединения Ni_3Al формирующейся под действием деформационных процессов в условиях высокотемпературного синтеза под давлением с частичной экструзией продукта.

Порошковую смесь стехиометрического состава 3Ni+Al помещали в стальную цилиндрическую прессформу с внутренним диаметром 58 мм, которую нагревали токами высокой частоты до инициирования экзотермической реакции синтеза интерметаллического соединения. Частичная экструзия интерметаллического соединения проводилась через отверстия различного диаметра от 3 до 6 мм. После охлаждения, синтезированный интерметаллид в виде стрежней разрезали на образцы для проведения исследований структурно-фазового состояния. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре Дрон-7 с полнопрофильным анализом дифрактограмм с использованием программного обеспечения PowderCell 2.4 и электронной базы материалов PDF 4. Зеренную структуру образцов синтезированного интерметаллида исследовали методами оптической металлографии на микроскопе AXIOVERT-200MAT.

Рентгенофазовый анализ полученных образцов показал, что используемая методика проведения синтеза обеспечивает полное превращение порошковой смеси в интерметаллическое соединение Ni_3Al во всем объеме синтезированного продукта. График зависимости размеров зерна интерметаллида, синтезированного с частичной экструзией через отверстия различного диаметра представлен на рис. 1.

Из результатов, представленных на рис. 1 видна явная зависимость размера зерна интерметаллического соединения Ni_3Al от размера экструзионного отверстия, которое в данном случае определяет степень деформации конечного продукта синтеза. Увеличение

степени деформации, вызванное уменьшением диаметра экструзионного отверстия, приводит к соответствующему уменьшению размеров зерна ~2,4 раза. Это позволяет предположить, что увеличение степени деформации продукта высокотемпературного синтеза приводит к увеличению количества зародышей и, в конечном итоге, к формированию микрозернистой структуры.

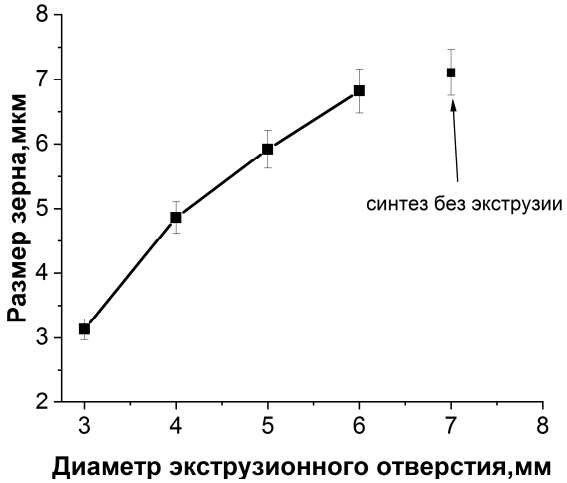


Рис. 1. График зависимости размеров зерна, синтезированного под давлением интерметаллида Ni_3Al с частичной экструзией через отверстия различного диаметра

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90090. Предварительные результаты были получены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

1. Yang X.Y., Hu W.Y. The alloying element dependence of the local lattice deformation and the elastic properties of Ni_3Al: a molecular dynamics simulation // J. Appl. Phys. 2004. №115. 153507.
2. Ultrahigh strength of dislocation-free Ni_3Al nanocubes / R. Maaß et al.// Small. 2012. №8. pp. 1869–1875.
3. Applications of Ni_3Al based intermetallic alloys–current stage and potential perceptivities /P. Jozwik et al.// Materials. 2015. №8. pp. 2537–2568.
4. Microstructure and properties of modified cast Ni_3Al base MX246 alloys / T. Feng et al.// Acta Metall. Sin. 2002. №31. pp. 547–551.
5. Giamei, A.F., Anton, D.L., Rhenium additions to a Ni-base superalloy: effect on microstructure// Metall. Trans. A. 1985. Vol. 16(11). pp. 1997–2005.
6. Chan, K.S. Theoretical analysis of grain size effects on tensile ductility // Scr. Metall. Mater. 1990. Vol. 24. pp. 1725–1750.
7. Jozwik, P., Bojar, Z., Analysis of grain size effect on tensile properties of Ni_3Al-based intermetallic strips // Arch. Metall. Mater. 2007. Vol. 52(2). pp. 321–327.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-061

РОЛЬ НАНОЧАСТИЦ В ФОРМИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АНТИФРИКЦИОННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИФЕНИЛЕНСУЛЬФИДА

[1]Алексенко В.О., [2]Ле Тхи Ми Хиеп, [1,2]Буслович Д.Г., [1]Корниенко Л.А., [1,2]Панин С.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Полифениленсульфид – обладает совокупностью уникальных свойств таких, как высокая термостойкость, химическая стойкость, огнестойкость и нетоксичность, высокая адгезия к металлам, керамике и полимерным материалам. Однако низкие трибологические свойства ПФС ограничивают его применение в узлах трения. В литературе показано, что причиной низкой износостойкости высокоэффективных инженерных термопластов является нестабильный процесс образования пленки переноса. Пленка переноса формируется неоднородно из-за высокой твердости и приводит к интенсивному абразивному изнашиванию. Основным подходом для повышения износостойкости PPS является его наполнение твердосмазочными наполнителями. В качестве твердосмазочных наполнителей используются графит, дисульфид молибдена, политетрафторэтилен и ряд других. Эффект повышения износостойкости композитов объясняется формированием пленки переноса на контртеле. Однако введение твердосмазочных наполнителей, как правило, снижает механические свойства композитов, что сужает интервалы нагрузочно-скоростных параметров использования композитов на основе термопластичного PPS в тяжелонагруженных узлах трения.

В настоящей работе поставлена задача выяснить роль нанонаполнителей в формировании механических и трибологических характеристик тройных антифрикционных композитов на основе термопластичной матрицы полифениленсульфида с целью разработки высокопрочных антифрикционных композитов для узлов трения в машиностроении, работающих в различных условиях эксплуатации.

Показано, что механические свойства антифрикционного композита ПФС+10 вес.% ПТФЭ могут быть значительно повышены добавлением 1 вес.% наночастиц SiO_2, Al_2O_3, $CuFe_2O_4$. Наилучшими механическими свойствами обладает тройной композит ПФС+10 вес.% ПТФЭ+1 вес.% $CuFe_2O_4$ (модуль упругости при изгибе повысился на 22%, изгибающее напряжение при разрушении повысилось на 128% по сравнению с двухкомпонентным композитом).

Добавление наночастиц SiO_2, Al_2O_3, $CuFe_2O_4$ в композит ПФС+10 вес.% ПТФЭ приводит к снижению коэффициента трения в 2 раза по сравнению с двухкомпонентным композитом в металло- и керамополимерном трибосопряжениях, что указывает на то, что нанонаполнители дополнительно к политетрафторэтилену выполняют роль твердой смазки в тройных композитах на основе PPS.

Интенсивность изнашивания тройных композитов на основе PPS, наполненных различными по природе нанонаполнителями (SiO_2, Al_2O_3, $CuFe_2O_4$), определяется их способностью к закреплению (стабилизации) пленки переноса на контртеле для металло- и керамополимерного трибосопряжений по сравнению с двухкомпонентным композитом.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-062

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТЕЙ СКОЛЬЖЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА БЕЗ СМАЗКИ

Алеутдинова М.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сухой скользящий электроконтакт осуществляется обычно при максимальной плотности тока до 60 А/см^2. Такая плотность тока задаётся для металлических порошковых композитов, имеющих стабильную структуру поверхностного слоя и проявляющих соответствующую высокую износостойкость. Однако определить возможность создания материала с удовлетворительной износостойкостью при скольжении с более высокой плотностью тока представляет интерес. Для этого необходимо изучить структуры поверхностных слоёв металлов разных классов и механизмы их разрушения в одинаковых схемах нагружения при увеличении плотности тока вплоть до начала катастрофического изнашивания.

Токосъёмные материалы обычно имеют в качестве основы медь или железо. Поэтому представляется допустимым применить сталь Ст3 и промышленный токосъёмный композит в качестве модельных материалов для исследования триботехнического поведения при скольжении с высокой плотностью тока. Получение общего представления о микрогеометрии поверхности скольжения должно быть одним из этапов исследования в этом направлении. Целью настоящей работы является получение начального представления о рельефе поверхности скольжения металлических материалов при скольжении под током плотностью более 100 А/см^2.

Литая прокатанная конструкционная сталь общего назначения (Fe-0,2 %C) твёрдостью 240 H_μ и промышленный токосъёмный композит (43%Cu, 42%Fe, остальное Pb, Zn, графит) служили модельными материалами для нагружения трением и электрическим током. Нагружение материалов трением проведено без смазки под воздействием переменного тока (50 Гц), при давлении p=0,13 МПа, скорости скольжения v=5 м/с на машине трения СМТ-1 по схеме «pin-on-ring». Контртелом служила сталь 45 (572 H_μ).

Показано, что сухое скольжение стального образца и образца токосъёмного промышленного композита при плотности тока более 100 А/см^2 по стальному контртелу вызывает изменения структуры поверхностного слоя и образование трибослоя. Изношенная поверхность скольжения, направленная навстречу движению контртела (в районе набегающего края токосъёмного образца), имеет следы механического оттеснения (пропахивания) материала поверхности скольжения образца неровностями контртела. Эти борозды характеризуют деформационную составляющую силы трения. Кроме того, микрообъёмы в окрестности пятен контакта скользят по более глубоким слоям поверхностного слоя под воздействием адгезии. Этот участок поверхности скольжения, где проявляются эти два типа пластической деформации, обозначен как сектор 1 (рис. 1а). Явные следы адгезии и пропахивания отсутствуют на поверхности скольжения в районе сбегающего края токосъёмного образца (рис. 1б, сектор 2). Здесь деформация реализуется по механизму, близкому к течению вязкой жидкости. Сектор 2 содержит большое количество микрообъёмов сектора 1.

Скольжение без тока также сопровождается образованием секторов 1 и 2 на поверхности скольжения. Но в этих условиях трения сектор 1 занимает основную долю номинальной площади. Пластическая деформация поверхности скольжения в секторе 1 осуществляется, в основном, благодаря пропахиванию, но следы адгезионного взаимодействия также присутствуют. Поверхность скольжения в секторе 2 морфологически близка к поверхности после скольжения под током, но площадь её незначительна. Эта закономерность наблюдается на поверхностях скольжения обоих модельных металлических материалов.

В заключение можно отметить, что поверхность скольжения вполне чётко разделена на два сектора. Площади секторов являются сравнимыми для настоящих условий трения под током.

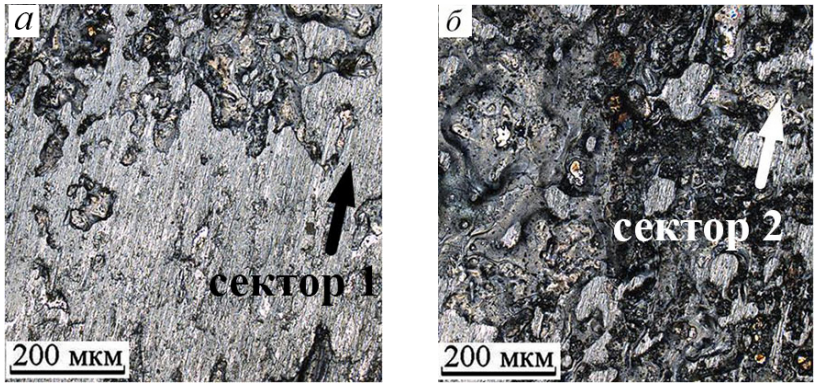


Рис. 1. Общий вид на поверхность скольжения образца стали Ст3 в районе набегающего края (а) (сектор 1), общий вид на поверхность скольжения образца в районе сбегающего края (б) (сектор 2) при скольжении с j>250 А/см^2. Стрелкой показано направление скольжения контртела

Сектор поверхности скольжения, направленный навстречу движения контртела (фронтальный сектор), пластически деформируется благодаря пропахиванию микронеровностями контртела и адгезионному взаимодействию с контртелом.

Другой сектор (тыльный сектор) содержит признаки плавления, что является признаком легкой релаксации напряжений, снижающей износ. Признаки явного адгезионного разрушения этого сектора отсутствуют.

Контакт материалов реализуется с удовлетворительной износостойкостью и электропроводностью, что обеспечивается низкотемпературным плавлением и присутствием FeO на поверхностях образцов. Визуальный анализ поверхности скольжения позволяет утверждать, что FeO расположен в тыльном секторе (сектор 2).

Шероховатость фронтального сектора заметно ниже шероховатости тыльного сектора.

Скольжение образца без тока происходит с образованием аналогичных секторов, но площадь тыльного сектора заметно меньше площади фронтального сектора. Поверхность скольжения деформируется, в основном, благодаря пропахиванию микронеровностями контртела и адгезионному взаимодействию с контртелом.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-063

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА ИНСТРУМЕНТОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ, В ПРОЦЕССЕ СИП ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Амиров А.И., Елисеев А.А., Белобородов В.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы часто используются в авиационной, космической, военной, химической, медицинской промышленности и судостроении, из-за различных полезных свойств таких как коррозионная стойкость, жаростойкость и высокая удельная прочность при невысоком удельном весе, а также биосовместимотью с биологическими тканями. Хотя при этом данные сплавы обладают рядом недостатков, которые приводят к затруднениям в технологическом процессе производства изделий, например, в классическом методе соединения материалов - сварки плавлением. Одним из решений данной проблемы может стать применение твердофазной сварки, как например сварка трением с перемешиванием.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) – это хорошо зарекомендованный, высокоэффективный метод соединения металлов, который даёт возможность производить высококачественные швы с превосходными эксплуатационными свойствами, благодаря чему имеет высокий индустриальный потенциал. Этот вид сварки используется для «мягких» металлов, таких как алюминиевые, магниевые, медные сплавы, но при этом, из-за высоких требований к сварочному инструменту СТП, данный процесс для «твёрдых» сплавов, таких как титановые или стальные сплавы, являлся относительно сложным и работа в этой области была ограниченной, до недавнего времени. Однако, благодаря развитию технологий производства инструмента в последние несколько лет привело к росту интереса к сварке трением с перемешиванием титана и его сплавов. Учитывая суровые рабочие условия, сварочный инструмент для сварки трением с перемешиванием обычно изготавливаются из тугоплавких материалов, включая сплавы на основе вольфрама, на основе кобальта, на основе молибдена и на основе поликристаллического нитрида бора, однако у всех инструментов выявились свои недостатки, которые делают СТП титановых сплавов не применимой в промышленных масштабах.

Недавние исследования показали возможность применения жаропрочного сплава ЖС6У, на основе никеля в качестве материала для СТП технически-чистого титана ВТ1-0. Последующие исследования по износу инструмента, изготовленного из данного сплава, показали, что инструмент изнашивается после 2,7 метров сварки. Данный факт делает инструмент более подходящим для СТП титановых сплавов в лабораторных условиях при сравнении с инструментом, изготовленного из карбида вольфрама, который изнашивается после ≈0,5метров сварки или с инструментом из вольфрам-рениевого сплава, который дороже в несколько десятков раз. Однако промышленное применение данного инструмента требует более продолжительной работы инструмента. В данном исследовании проводилось сравнение использования улучшенных версий инструментов СТП, изготовленных из жаропрочных сплавов на основе никеля. В первом случае рассматривался износ инструмента изготовленного из сплава ЖС32-ВИ. Сплав ЖС32-ВИ имеет лучшие жаропрочные характеристики по сравнению со сплавом ЖС6У, за счет добавки рения и тантала, однако является более дорогим. Во втором случае также использовался инструмент, изготовленный из сплава ЖС6У, однако к нему было добавлено жидкостное охлаждение в процессе СТП. Данный способ является менее дорогостоящим, т.к. в нем используется тот же сплав, однако усложняет технологию работы станка СТП. Тем не менее, в работе показано, что второй вариант является более подходящим для промышленного применения инструмента СТП титановых сплавов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90187.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-064

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАТИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ C+N=(1,2-1,9) масс.%

Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В.,
Москвина В.А., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Тумбусова И.А., Гальченко Н.К.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе изучена температурная зависимость механических свойств и эффектов статического и динамического деформационного старения для двух ванадийсодержащих аустенитных сталей с высоким содержанием примесей внедрения (азота и углерода, C+N>1,2 масс. %). Для исследования были выбраны стали следующего химического состава: Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,2Ni-0,7C-1,2N (масс. %, C+N=1,9 %) и Fe-19Cr-22Mn-1,6V-0,4C-0,8N (масс. %, C+N=1,2 %). Из исходных (горячекатаных) заготовок вырезали плоские образцы для проведения механических испытаний и подвергали их отжигу при температуре 1200°C (1 час) с закалкой в воду. Механические испытания на одноосное растяжения проводили в интервале температур от –60°C до +60°C с начальной скоростью деформации 1×10^{-4} $с^{-1}$.

В исследуемом температурном интервале характер кривых течения, коэффициент деформационного упрочнения и общее удлинение образцов обеих сталей не изменяется. Образцы сталей демонстрируют сильную температурную зависимость предела текучести, типичную для аустенитных сталей с твердорастворным упрочнением азотом или углеродом. Снижение температуры механических испытаний от +60 до –60°C сопровождается существенным ростом условного предела текучести (от 610 до 820 МПа для стали C+N=1,2 и от 710 до 1010 МПа для стали C+N=1,9). Анализ микроструктуры сталей с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии показывает, что во всем исследуемом интервале температур пластическое течение сталей обусловлено скольжением дислокаций, механическое двойникование выступает дополнительным механизмом упрочнения. Понижение температуры растяжения усиливает планарность дислокационной структуры и активность механического двойникования. Несмотря на изменение микроструктуры при понижении температуры, основной микромеханизм излома обеих сталей остается вязким транскристаллитным. То есть обе стали не проявляют склонности к хрупкому разрушению в исследуемом температурном интервале, а высокая концентрация атомов внедрения способствует формированию высоких прочностных свойств.

При испытаниях на статическое деформационное старение (растяжение до ε=5%, разгрузка, выдержка в интервале температур 25-300°C) установлено, что при комнатной температуре выдержки увеличение напряжения течения за счет статического деформационного старения (Δσ) для обеих сталей составляет 9-10 МПа, а при больших температурах выдержки возрастает до 54 МПа (в стали с C+N=1,9) и 43 МПа (для стали C+N=1,2). Величина напряжений Δσ, необходимых для отрыва дислокаций от атмосфер из атомов примеси, определяется не только температурой и продолжительностью старения, но и концентрацией атомов внедрения и замещения (прежде всего, марганца и углерода) в исследуемых сталях. Для обеих сталей динамическое деформационное старение проявляется в интервале температур от 200 до 300°C. В рассматриваемом температурном интервале динамическое деформационное старение проявляется в виде «скачков» на диаграммах «напряжение-деформация», отрицательной скоростной зависимости напряжений течения и увеличения скорости деформационного упрочнения на стадии дислокационного скольжения. При этом в стали C+N=1.2 динамическое деформационное старение выражено сильнее, что согласуется с известными данными о подавлении этого эффекта в высокоазотистых сталях.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Администрации Томской области (проект № 18-48-700042 р_а). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-065

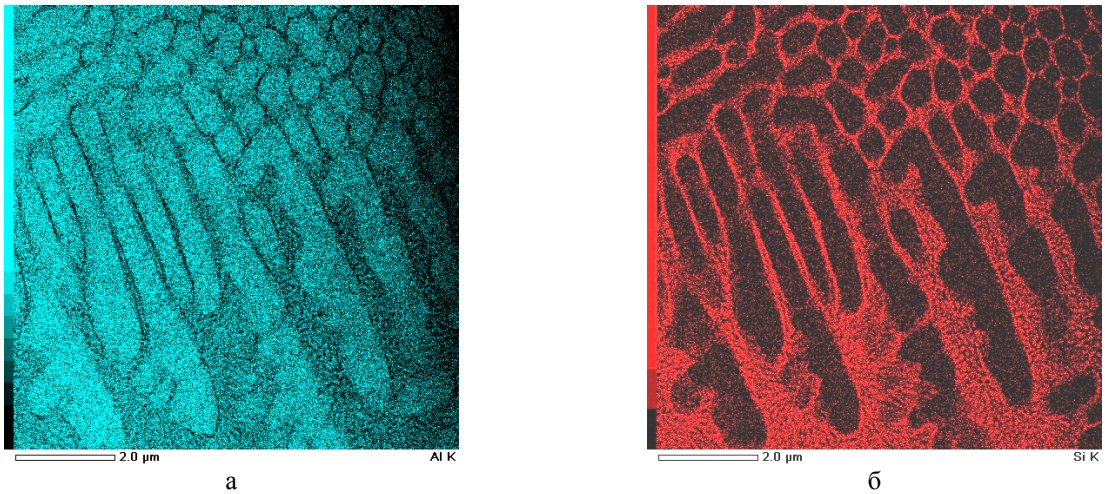
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВРЕМЕНИ СУЩЕСТВОВАНИЯ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИЛУМИНА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА

Ашурова К.Т., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Рыгина М.Е., Воробьев М.С.
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

На сегодняшний день одним из наиболее перспективных материалов в области авиа- и машиностроения является силумин заэвтектического состава, обладающий высокой твердостью и жаропрочностью. Однако, высокое содержание кремния ограничивает эксплуатационные свойства силумина из-за наличия крупных включений кремния и интерметаллидных фаз, которые повышают вероятность образования трещин и снижают механические свойства материала. Одним из методов модифицирования структуры и фазового состава металлов и сплавов, позволяющим сформировать в поверхностном слое субмикро- нанокристаллическую структуру, является обработка импульсным электронным пучком [1].

Целью данной работы является обнаружение оптимального режима обработки поверхности образцов силумина заэвтектического состава импульсным электронным пучком, позволяющего повысить механические и трибологические свойства материала.

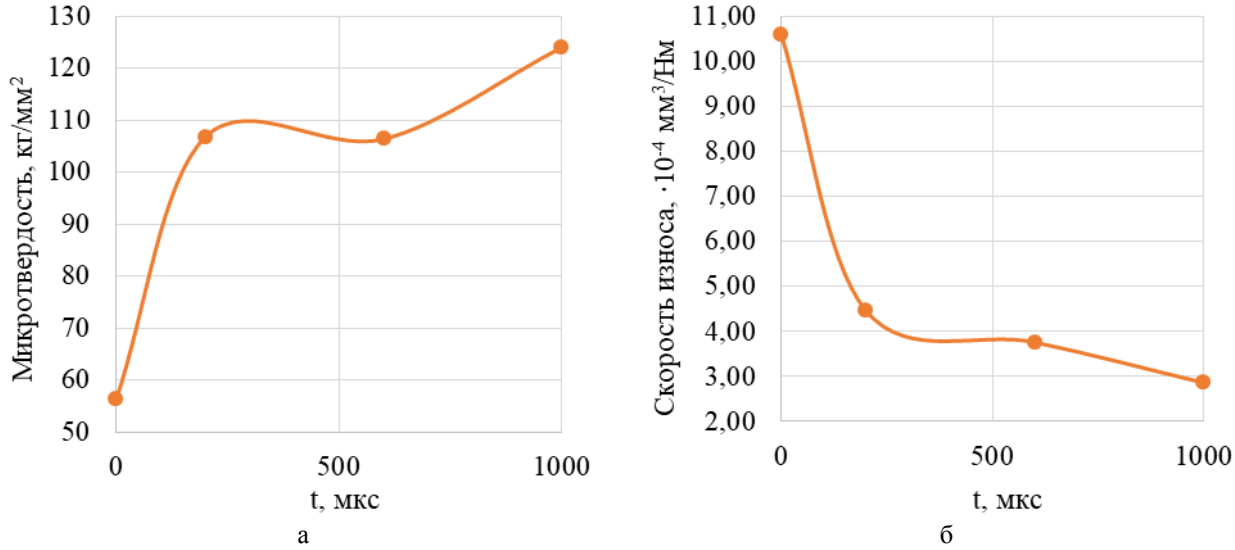
В качестве материала исследования использован заэвтектический силумин с содержанием кремния (18 – 22) вес. %. Облучение поверхности образцов проводилось на установке «СОЛО» с электронным источником, генерирующим пучок электронов диаметром до 5 см с энергией электронов до 25 кэВ, регулируемой длительностью импульсов (20-1000) мкс и плотностью энергии до 100 Дж/см^2, позволяющим контролируемо изменять данные параметры независимо друг от друга. Были выбраны следующие режимы обработки: квазипрямоугольный импульс тока пучка амплитудой 80 А длительностью 200 мкс при ускоряющем напряжении 15 кэВ с плотностью энергии пучка 20 Дж/см^2; тот же прямоугольный импульс с дальнейшим удержанием температуры на уровне 873 К в течение 400 мкс; прямоугольный импульс с удержанием температуры на том же уровне на протяжении 800 мкс. Элементный состав и морфологию формирующихся фаз поверхностного слоя образцов заэвтектического силумина, подвергнутых облучению интенсивным импульсным электронным пучком, изучали методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Анализ результатов, представленных на рис. 1 показывает, что облучение силумина импульсным электронным пучком сопровождается формированием в поверхностном слое толщиной до 80 мкм субмикро- нанокристаллической структуры, характерной для структуры высокоскоростной кристаллизации.



а б

Рис.1. Структура силумина после облучения импульсным электронным пучком (20 Дж/см^2, 200 мкс, время удержания температуры на уровне 873 К в течение 800 мкс); изображения получены в характеристическом рентгеновском излучении атомов алюминия (а) и кремния (б)

Выполнен анализ прочностных (микротвердость) и трибологических (износостойкость, коэффициент трения) свойств поверхностного слоя силумина, обработанного высокоинтенсивным электронным пучком в разных режимах. Показано, что твердость образца, облученного в режиме 20 Дж/см^2, 200 мкс и с временем удержания температуры на уровне 873 К в течение 800 мкс превышает микротвердость исходного образца в 2,2 раза, а скорость износа снизилась в 3,7 раза. Следует отметить, что с увеличением времени удержания температуры увеличивается вклад энергии в поверхностный слой образца, что также может приводить к росту микротвердости и износостойкости облученных образцов.



а б

Рис. 2. Зависимость микротвердости (а) и скорости износа (б) от времени обработки образцов (t=0 соответствует параметрам необлученного образца)

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 20-79-10015).

1. Gromov V.E., Yurev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F. The microstructure of quenched rails – Cambridge international science publishing. – 2016. – 157 p.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-066

ХАРАКТЕРИСТИКА ТОНКОПЛЕНОЧНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО ПОКРЫТИЯ $Fe_{40}Ni_{23.5}Al_{22.8}Co_{12.8}W_{0.9}$, ПОЛУЧЕННОГО РАДИОЧАСТОТНЫМ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

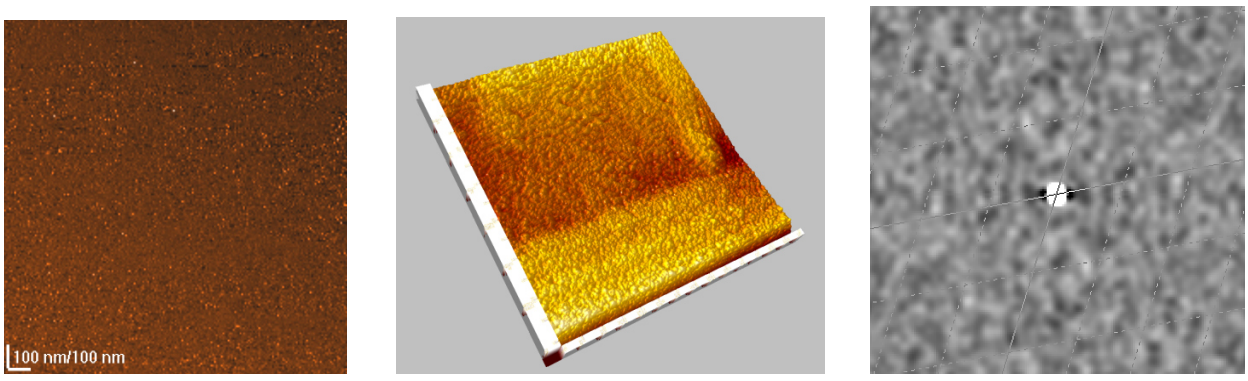
Бледнова Ж.М., Бузько В.Ю.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар

В настоящее время пленки и покрытия из высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) широко используются и демонстрируют высокую эффективность. Концепция неэквиатомных высокоэнтропийных сплавов, разрабатываемая в последние годы, значительно расширила их композиционные возможности. Остается малоизученным влияние способа получения пленок и покрытий на их структуру и свойства. Почти не изучены структура и свойства тонких пленок из ВЭС-ов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП), в том числе, из сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ). Целью настоящей работы является исследование некоторых свойств тонкопленочного высокоэнтропийного покрытия неэквиатомного состава $Fe_{40}Ni_{23.5}Al_{22.8}Co_{12.8}W_{0.9}$, полученного радиочастотным магнетронным распылением.

Формирование покрытия осуществляли на радиочастотной установке магнетронного распыления Quorum Q150T ES на образцы из конструкционной стали. Перед установкой в камеру образцы подвергались механической полировке, химической очистке в ацетоне и этиловом спирте. Перед осаждением покрытия образцы подвергались ионной очистке в течение 10-15 минут при напряжении смещения 500 В, затем на мишень подавался ток разряда 100 – 200 мА. Процесс напыления покрытия проводился в 3 последовательных этапа со временем напыления 20 минут, 15 минут и 15 минут (Пат. № 2742751). При этом, напряжение смещения изменялось в пределах 350 - 450 В и температура образца повышалась до 180-200 ^{o}C [1].

Полученная по оптимальным режимам металлическая пленка из материала с ТМП, нанесенная на стальную подложку, была исследована методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с помощью прибора JEOL JSPM-5400 при комнатной температуре с использованием кантилевера NSC35/AlBS в проводящем режиме. Полученные микрофотографии и соответствующее 3D-изображение приведены на рис. 1.



а б в

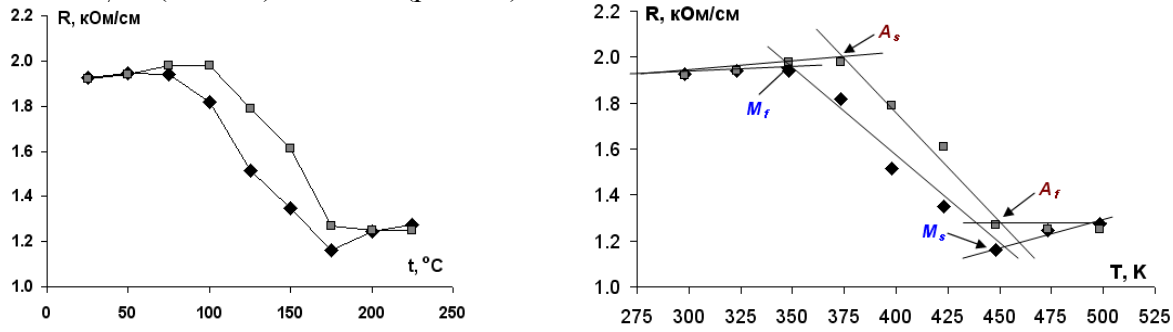
Рис. 1. Микрофотография АСМ (а) и соответствующее 3D-изображение пленки (б); решеточный мотив в исследованной нанопленке $Fe_{40}Ni_{23.5}Al_{22.8}Co_{12.8}W_{0.9}$ (в)

Исследования микроструктуры по полученному АСМ-изображению нанопленки $Fe_{40}Ni_{23.5}Al_{22.8}Co_{12.8}W_{0.9}$ толщиной около 620 нм с помощью вычислительных средств программы Gwyddion 2.54 и выполненный фрактальный анализ показал, что топология поверхности может быть описана в приближении ромбической решетки из нанокластеров с размерами единичного зерна 68×80 нм (рис. 1в). Оценки среднего размера наночастиц методом порядков дала среднее значение размера наночастиц 11,0±3,6 нм при минимальном размере 4,6 нм и максимальном 23,3 нм. Анализ распределения наночастиц в нанопленке свидетельствует о бимодальном характере распределения. Этот вывод поддерживается данными анализа по методу границ полиэдров Минковского, согласно которому в

исследованной пленке FeNiCoAlW 84,2% составляют симметричные наночастицы средним размером 10,9 нм, и 15,8 % асимметричные наночастицы со средним размером около 16 нм.

Рассчитанное среднеквадратичное значение шероховатости для исследованной пленке FeNiCoAlW методом моментов составило $R_{ср.кв}$ = 1,52 нм, а средняя расчетная шероховатость составила $R_{ср}$ = 1,12 нм. Обработка микрофотографии пленки $Fe_{40}Ni_{23.5}Al_{22.8}Co_{12.8}W_{0.9}$ в режиме рельефа поверхности позволила визально наблюдать шероховатость исследованной пленки и выступы на ее поверхности. На основании анализа цифровых профилей рельефа исследованной пленки среднеквадратичное значение шероховатости для исследованной пленки FeNiCoAlW составило $R_{ср.кв.}$ = 1,5±0,3 нм, а средняя шероховатость составила $R_{ср}$ = 1,1±0,2нм. Построен расчетный профиль шероховатости проанализированного АСМ-изображения, усредненный по строкам и столбцам, для пленки FeNiCoAlW толщиной 620 нм. Процедура математического разложения спектра распределения наночастиц в пленке FeNiCoAlW на две логнормальные функции.

Для оценки характеристик фазового перехода выполнено исследование влияния температуры отжига на электрическое сопротивление пленки по шести зонам покрытия (рис. 2а). Контроль температуры осуществлялся с точностью 0,1°C, шаг температур отжига 50°C. Электрическая проводимость нанопленок на постоянном токе исследовалась четырехзондовым методом с использованием высокоточного измерителя сопротивления DMR-1C. Из анализа экспериментальных результатов следует, что рост температуры отжига от 25 до 75°C приводит к незначительному росту поверхностного сопротивления пленки. Наблюдаемый гистерезис электрического сопротивления пленки FeNiCoAlW свидетельствует о проявлении мартенсит-аустенитного перехода с температурой гистерезиса перехода $\Delta T_{hys} = (A_s - M_f)/2 \approx 16$ K (рис. 2б).



а б

Рис. 2. Зависимость электрического сопротивления пленки FeNiCoAlW от температуры отжига (а); графическое определение температуры гистерезиса мартенсит-аустенитного перехода (б)

Таким образом, исследованная пленка состава $Fe_{40}Ni_{23.5}Al_{22.8}Co_{12.8}W_{0.9}$, нанесенная радиочастотным магнетронным напылением, является нанокристаллической со средним размером зерен около 11 нм и средней шероховатостью около 1,1 нм. Для нее наблюдается мартенситно-аустенитный переход при температурех выше 75°C с температурой гистерезиса перехода $\Delta T_{hys} \approx 16$ K. Исходя из известных представлений о влияние размеров наночастиц на механические свойства тонких пленок сплавов с памятью формы, исследованная пленка FeNiCoAlW должна обладать высокими значениями твердости и эластичности, наряду с хорошей устойчивостью к износу. При температуре нагрева выше 100 °C пленка FeNiCoAlW обладает довольно высокими теплоизлучающими свойствами ($\varepsilon_{8\text{-}12\ мкм} > 0.85$).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда по проекту № 19-19-00331.

1. Blednova Zh., Baryshev M., Buzko V. Balaev E., Goryachko A. Structure and Properties of High Entropy Films made of FeNiCoAlW Material with Thermoelastic Phase Transformations, obtained by magnetron sputtering. // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 889. 012009.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-067

ПЛОТНОСТЬ ЭЛЕКТРОННЫХ СОСТОЯНИЙ ТУРБОСТРАТНОГО ГРАФЕНА С БЕСПОРЯДКОМ ВО ВНЕШНЕМ ПОЛЕ

Бобенко Н.Г., Белослудцева А.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Изучение уникальных свойств турбостратного двухслойного графена (ТБГ), привлекает внимание исследователей по всему миру. Прогнозируется, что использование ТБГ может произвести революцию в целых отраслях промышленности - в областях электричества, проводимости, производства энергии, батарей, датчиков и многого другого [1].

Физико-химические свойства ТБГ могут быть настроены углом поворота, адсорбцией различных газов на поверхности, взаимодействием с подложкой, внешним полем [2]. Исследование плотности электронных состояний является важным, так как объемные свойства, такие как теплоемкость, парамагнитная восприимчивость и другие явления переноса проводящих твердых тел, зависят от этой характеристики [3].

С помощью теоретических расчетов методами квантовой теории поля (метод температурных функций Грина, квантово-механические уравнения движения) было получено в явном виде аналитическое выражение для времени релаксации и плотности электронных состояний биграфена с примесями и структурными неоднородностями типа ближнего порядка, включающее в себя зависимости от концентрации и конфигурации чужеродных атомов, расстояния и угла поворота между слоями, температуры и величины внешнего поля.

Сопоставление экспериментальных данных по плотности электронных состояний [2-4] для ТБГ с различными дефектными комплексами позволило установить, что взаимное расположение чужеродных атомов, величина угла поворота и внешнего поля является определяющими факторами, ответственными за металлизацию или диэлектризацию материала.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект No 20-72-00138).

1. U. Mogera, G.U. Kulkarni, A new twist in graphene research: Twisted graphene // Carbon. 2020. № 156. C. 470–487.
2. P. S. Mahapatra, B. Ghawri, M. Garg et al., Misorientation-Controlled Cross-Plane Thermoelectricity in Twisted Bilayer Graphene // Phys. Rev. Lett. 2020. №125, P. 226802
3. Ch.-P. Lu, M. Rodriguez-Vega, G. Li, A. Luican-Mayer, et al., Local, global, and nonlinear screening in twisted double-layer graphene // PNAS. 2016. № 113 (24). P. 6623–6628.
4. F. Guinea and N. R. Walet, Electrostatic effects, band distortions, and superconductivity in twisted graphene bilayers // PNAS. 2018. № 115 (52). C. 13174–13179.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-068

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АНТИФРИКЦИОННОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ПОЛИИМИДА, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

[1,2]Богданов А.А., [1,2]Панин С.В., [1,2]Еремин А.В., [1,2]Буслович Д.Г., [1]Алексенко В.О.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Превосходные механические свойства и термостойкость полиимида (ПИ) обусловили его применение во всех видах промышленности для длительной эксплуатации при повышенных до 250°С и более температурах [1-3]. Для применения полиимида в качестве высокооборотных подшипников скольжения, торцевых уплотнений и др. необходимо снизить его износ, что достигается введением твердосмазочных наполнителей (ПТФЭ, графит, MoS_2 и др.). Прочность композита достигается путем введения армирующих волокон [4]. Такие трехкомпонентные композиты обладают одновременно высокими механическими и антифрикционными свойствами. Однако необходимо также обеспечить их надежность в условиях эксплуатации с циклическими нагрузками. В данной работе ставится задача исследования усталостных свойств трехкомпонентного композита на основе полиимида.

Исследование проводили на образцах в форме двойной лопатки, изготовленных методом горячего прессования [5]. Для их изготовления использован порошок полиимида (Solver PI-1600), порошок мелкой фракции политетрафторэтилена – Флуралит (ПТФЭ) и короткие углеродные волокна (Tenax) длиной 200 мкм (КУВ). Усталостные испытания проводили при различных уровнях амплитуды деформаций в режиме tension-tension (растяжение) с отнулевым циклом и частотой 1-3 Гц.

Результаты испытаний ПИ на статическое растяжение (рис. 1) свидетельствуют о преимущественно хрупком характере его разрушения. Композит «ПИ+10 вес. % ПТФЭ+10 вес. % КУВ» показал увеличение модуля упругости в 2,2 раза, по сравнению с ненаполненным ПИ при одновременном снижении в 2,5 раза величины удлинения при разрыве. Условный предел текучести у композита вырос в 1,4 раза. Предел прочности остался на том же уровне. Для оценки мало- и многоцикловой усталости с преобладанием упругой и пластической деформации соответственно уровни циклических деформаций принимаем выше, ниже и равными пределу текучести $\sigma_{0.1}$.

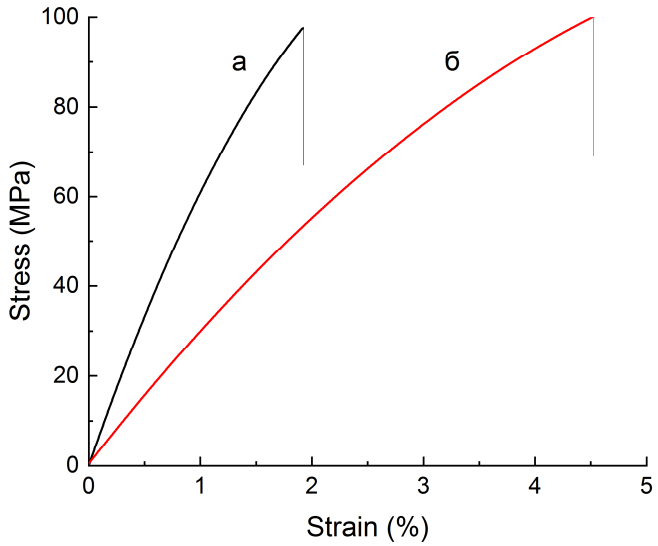
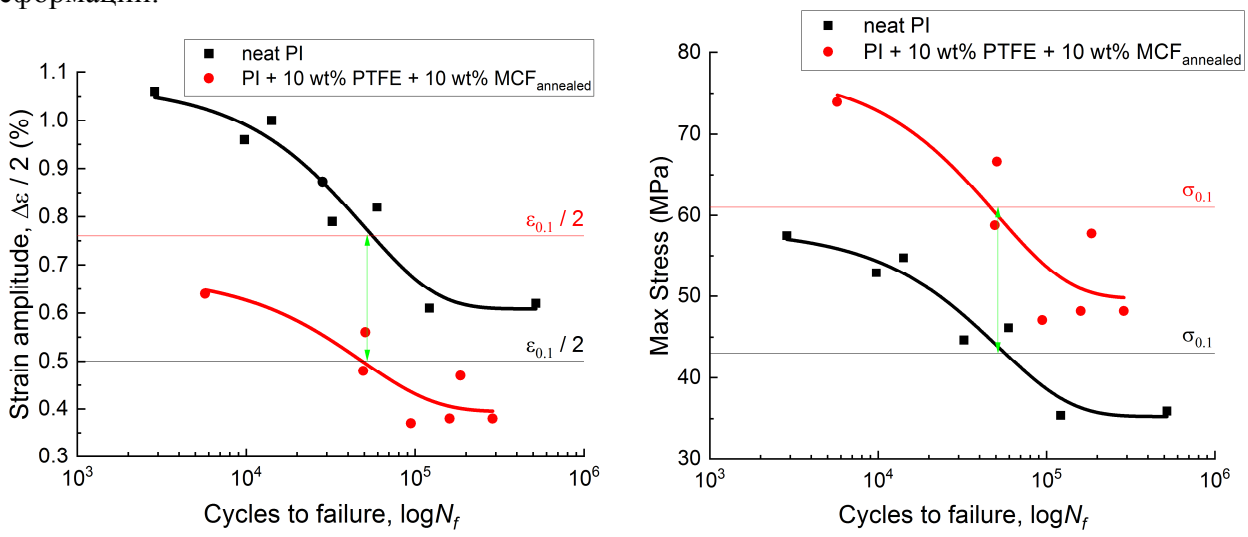


Рис. 1. Диаграммы нагружения ненаполненного ПИ и композита на его основе: «ПИ+10 вес. % ПТФЭ+10 вес. % КУВ» (а); исходный ПИ (б)

Результаты усталостных испытаний для ненаполненного ПИ и композита представлены в виде кривых усталости в логарифмических координатах: «амплитуда деформации –

циклическая долговечность» (рис. 2а) и «размах напряжений – циклическая долговечность» (рис. 2б), где размах напряжений получен пересчётом из соответствующих уровней деформаций.



а б

Рис. 2. Кривые усталости ненаполненного ПИ и композита «ПИ+10 вес. % ПТФЭ+10 вес. % КУВ»: по амплитуде деформации в цикле (а); по амплитуде напряжений (б)

Испытания на усталость ненаполненного ПИ, а также твердосмазочного композита «ПИ+10 % ПТФЭ+10 % КУВ» показали, что предел прочности не позволяет судить об усталостных характеристиках этих материалов. В свою очередь изменение предела текучести в композите, относительно ненаполненного ПИ, показало прямое влияние на долговечность. Композит выдерживает напряжения выше на 18 МПа (величина повышения предела текучести) при равном числе циклов до разрушения. Тогда как в условиях равных напряжений наполненный ПИ демонстрирует на порядок большую долговечность.

По результатам проведенных исследований сделан вывод о том, что происходит изменение деформированного поведения материала и, следовательно, увеличение предела текучести, что в свою очередь влечёт и увеличение усталостной долговечности композита. Вклад в упрочнение 10% коротких углеродных волокон превысил эффект разупрочнения, вызванный введением 10% ПТФЭ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

1. Constantin C.P. и др. Biocompatibility of Polyimides: A Mini-Review // Materials. 2019. Т. 12. № 19. С. 3166.
2. McKeen L. W. 6 - Polyimides // The Effect of UV Light and Weather on Plastics and Elastomers (Fourth Edition) Plastics Design Library. / под ред. L. W. McKeen. : William Andrew Publishing, 2019. Вып. Fourth Edi. С. 167–184.
3. Wang Q., Zhang X., Pei X. Study on the synergistic effect of carbon fiber and graphite and nanoparticle on the friction and wear behavior of polyimide composites // Mater. Des. 2010. Т. 31. № 8. С. 3761–3768.;
4. Samyn P., Schoukens G. Tribological properties of PTFE-filled thermoplastic polyimide at high load, velocity, and temperature // Polym. Compos. 2009. Т. 30. № 11. С. 1631–1646.
5. Panin S. V. и др. The effect of annealing of milled carbon fibers on the mechanical and tribological properties of solid-lubricant thermoplastic polyimide-based composites // Polym. Eng. Sci. 2020. Т. 60. № 11. С. 2735–2748.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-069

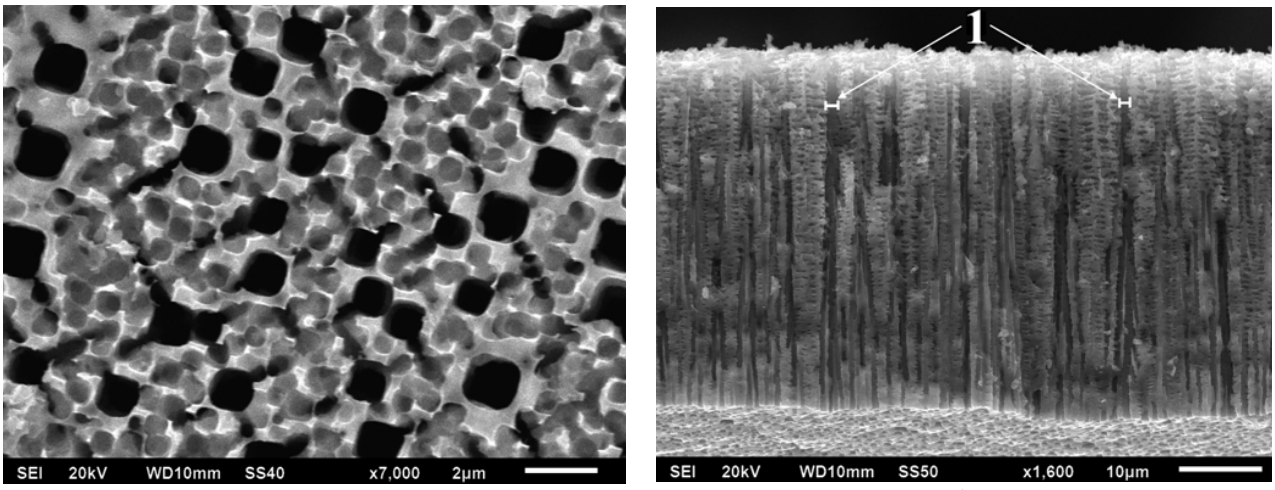
ПОРИСТЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ ГАЗОПРОНИЦАЕМЫЕ МЕМБРАНЫ

Болотов В.В., Пономарева И.В., Ивлев К.Е., Князев Е.В., Соколов Д.В.
Омский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук, Омск

Многочисленные свойства и структурные особенности пористого кремния сделали его многообещающим материалом для широкого спектра применений, от доставки лекарств до микроэлектроники. Удалив объемный кремний под слоем пористого кремния и создав мембрану, был обнаружен целый новый набор физических и химических характеристик, а также потенциальное использование. В частности одной из областей применения мембран пористого кремния является сенсорика. Требуемые характеристики пористых слоев могут быть получены с помощью варьирования таких параметров, как тип и уровень легирования, состав электролита, сила тока, условия подсветки. Добавление в электролит окисляющих агентов значительно меняет морфологию пористых слоев. В данной работе рассмотрены особенности формирования фильтрующих слоев на основе канального кремния с размерами каналов 150-400 нм, полученных в электролитах с добавлением окислителей. На данных слоях получали пористые кремниевые мембраны и исследовалось газопропускание на диоксид азота.

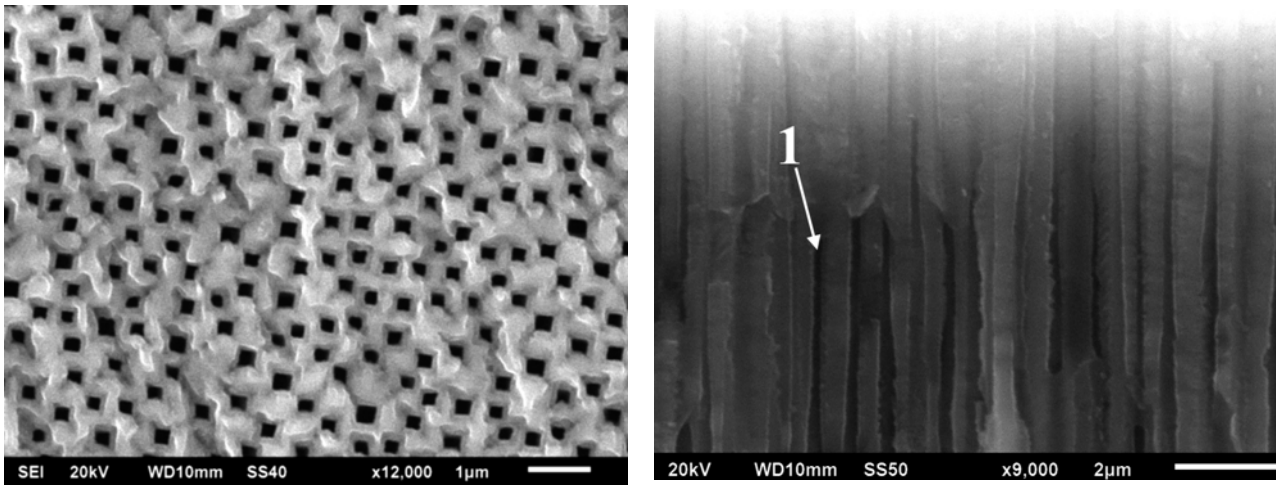
Образцы получены методом анодного травления на пластинах монокристаллического кремния марки КЭФ 1 (100) в электролитах HF:C_2H_5OH 1:9 с добавлением HCl в количестве 25 mM и HF:HCOOH:$(CH_3)_2CO$ 1:1:1. Муравьиная и соляная кислота использовались в качестве окислителей. На полученных слоях пористого кремния с каналами порядка 150-400 нм и толщиной 40-100 нм формировались мембраны путем механического удаления монокристаллической подложки и дальнейшим распылением ионами аргона Ar^+ мелкодисперсного кремния, оставшегося после механической шлифовки. На рис.1 и рис. 2 представлены РЭМ изображения пористых слоев. Для всех электролитов наблюдаются поры с квазиквадратным сечением, что связано с анизотропией скорости электрохимического травления. В пористых слоях, полученных в электролитах с хлористоводородной кислотой, от главных пор перпендикулярно отходят вторичные поры.

Мембраны со сквозными каналами тестировались на пропускание диоксида азота NO_2 при комнатной температуре. Для этого исследовался отклик газочувствительного элемента, расположенного в измерительной камере, в которую через мембрану или напрямую напускался газ. В качестве газочувствительного резистивного элемента использовались тонкие пленки SnO_x на диэлектрических подложках. Данные газопропускания и параметры мембран представлены в таблице 1.



а б

Рис. 1. РЭМ изображения мембраны, режим получения пористого кремния: электролит HF:C_2H_5OH 1:9 с концентрацией HCl 25 mM, j = 10 мА/см^2; вид сверху (а), поперечное сечение (б); 1 – каналы



а б

Рис. 2. РЭМ изображения мембраны, режим получения пористого кремния: электролит HF:HCOOH**:**$(CH_3)_2CO$ 1:1:1, j = 400 мА/см^2; вид сверху (а), поперечное сечение (б); 1 – канал

Таблица 1. Параметры мембраны и сенсорный отклик

электролит	плотность тока, мА/см^2	диаметр каналов, мкм	плотность каналов, 10^8 см$^{-2}$	сенсорный отклик, %
без мембраны	-	-	-	66
HF:HCOOH**:**$(CH_3)_2CO$ 1:1:1	400	0,21	2,8	9
HF:C_2H_5OH 1:9 + HCl 25 mM	10	0,43	0,5	55

Как видно из таблицы 1, сенсорный отклик при подаче газа аналита в измерительную камеру через канальные мембраны меньше, чем при подаче напрямую. Наблюдается корреляция между диаметром каналов и сенсорным откликом.

Работа выполнена в рамках государственного задания Омского научного центра СО РАН (номер госрегистрации проекта 121021600004-7).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-070

АТОМНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ И КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ Cu(111)−(√3×√3)R30°–Cr

Борисова С.Д., Русина Г.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Исследованию роста пленок переходного 3d-металла Cr на простых поверхностях Cu уделяется большое внимание [1,2]. Одним из важных аспектов этих исследований является возможность стабилизации метастабильной фазы осаждаемого металла с кристаллографической структурой и параметром решетки, отличными от их объемных значений. Особенно это важно на начальном этапе роста пленки. Изучение взаимодействия адсорбат-подложка на данном этапе роста является критически важным для микроскопического понимания поверхностно-активных процессов, таких как адсорбция и десорбция, каталитические реакции, трение и эпитаксиальный рост. Исследование колебательных свойств является одним из возможных способов изучения взаимодействия на атомном уровне.

С использованием приближения сильной связи были исследованы структурные и колебательные свойства адсорбционной структуры (√3×√3)R30°–Cr на поверхности Cu(111) и двумерного сплава Cu(111)–(√3×√3)R30°–Cr, инкорпорированного в S-1 слой подложки. На рис. 1 представлены рассчитанные фононные спектры соответствующих структур.

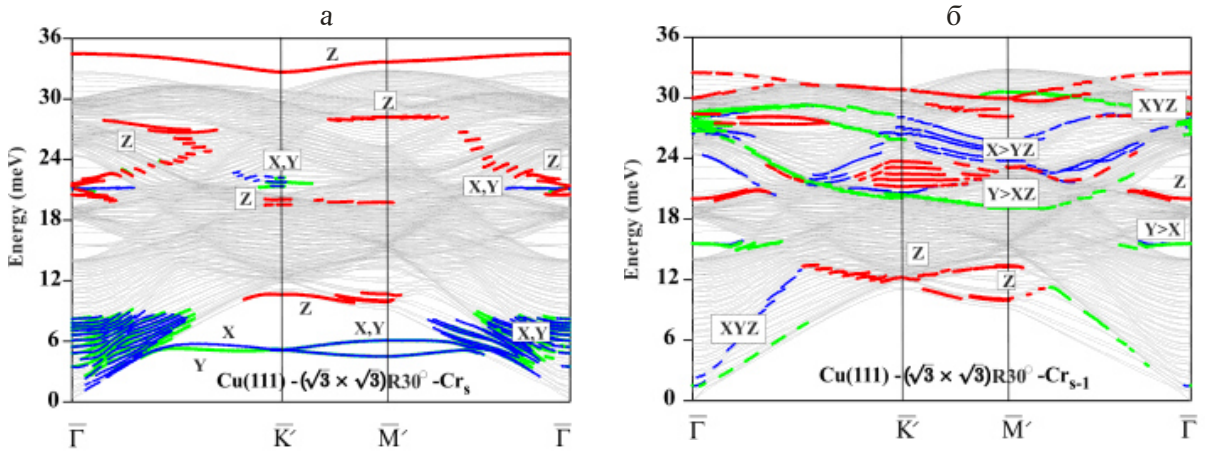


Рис. 1. Фононный спектр адсорбционной сверхструктуры (√3×√3) R30°–Cr на поверхности Cu (111) (а); Фононный спектр двумерного сплава Cu (111)–(√3×√3)R30°–Cr, расположенного в S-1 слое подложки (б)

На основе анализа полученных данных по релаксации и колебательным свойствам рассмотренных систем показано, что наибольшей стабильностью обладает подповерхностный сплав Cu(111)-(√3×√3)R30°-Cr. Расчеты полной энергии системы Cu/Cr также показали энергетический выигрыш в 0.025 eV в сравнении с адсорбционной структурой (√3×√3)R30°-Cr.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0032.

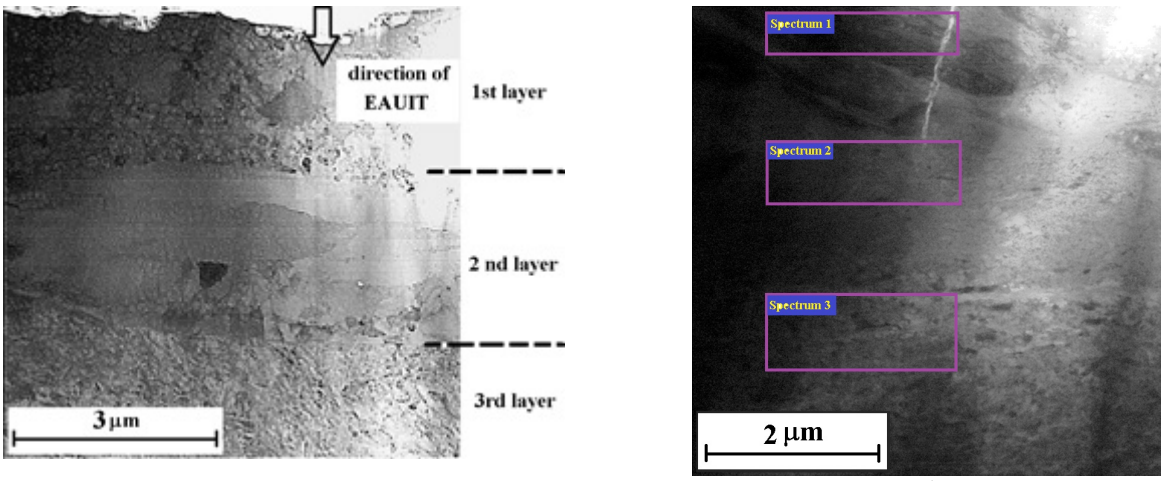
1. Harzer T.P., Djaziri S., Raghavan R., Dehm G. Nanostructure and mechanical behavior of metastable Cu–Cr thin films grown by molecular beam epitaxy // Acta Mater. 2015. №83. P. 318–332.
2. Asada T., Bihlmayer G., Handschuh S., Heinze S., Kurz Ph., and Blugel S., First-principles theory of ultrathinmagnetic films // J. Phys.: Condens. Matter. 1999. V. 11. P. 9347–9363.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-071

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛС-СОЕДИНЕНИЯ 3D-НАПЕЧАТАННОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V

[1]Боянгин Е.Н., [1]Перевалова О.Б., [1,2]Панин А.В., [1]Мартынов С.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии с применением энергодисперсионного анализа химического состава исследованы фазовый и элементный состав, микроструктура поверхностных слоев сварных соединений из сплава Ti-6Al-4V, полученного аддитивным методом проволочной 3D-печати по технологии EBF^3, и подвергнутых ультразвуковой электроимпульсной ударной обработке (УЗОТ). Материалом ударного бойка была сталь. Обнаружено, что в процессе УЗОТ происходит микролегирование железом поверхностного слоя глубиной до 5 мкм в зоне основного металла, и слоя глубиной до 1 мкм в зоне шва. Концентрация атомов железа превышает 20 ат.%. Вблизи поверхности обработки как в зоне основного металла так и в зоне шва можно выделить три слоя, различающийся фазовым составом и зеренной структурой. Как в основном металле вдали от шва так и в зоне шва в слое 1 на глубине до 2 мкм от поверхности образуется нанокристаллическая структура следующих фаз: оксиды титана и железа, α″-Ti. В слое 2 в зоне основного металла на глубине до 5 мкм образуется слой с метастабильной крупнокристаллической фазой Ti_4Fe и наночастицами аморфной фазы, тогда как в зоне шва - нанокристаллическая (β+α″) структура. В слое 3 на глубине более 5 мкм в зоне основного металла вдали от шва образуется субмикрокристаллическая структура, образованная фазами Ti_4Fe и (α-Ti+β-Ti) с нанокристаллическими частицами фазы α″-Ti внутри зерен фаз α-Ti и β-Ti. В 3-м слое металла шва образуется нанокристаллическая (α+β) структура.



а б

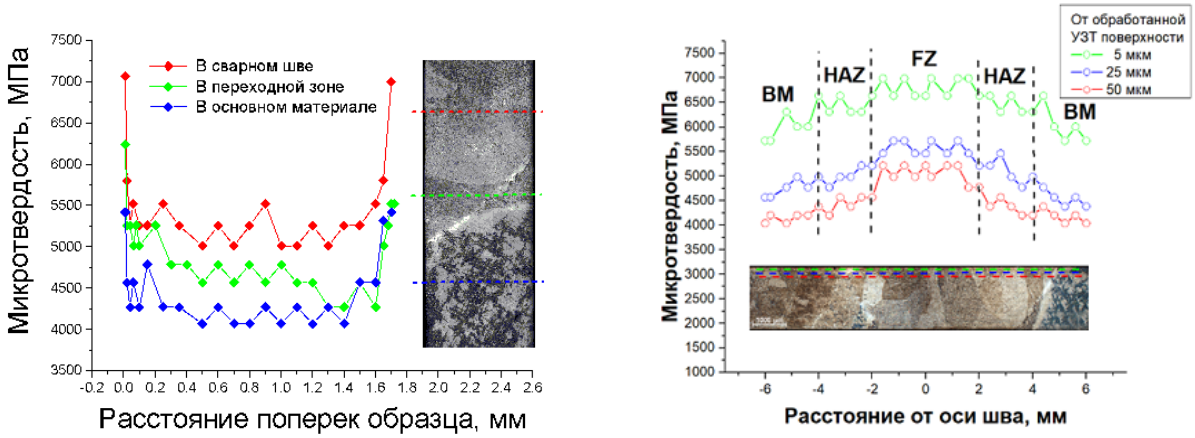
Рис. 1. STEM изображения микроструктуры вблизи поверхности, обработанной УЗОТ, в образце со сварным соединением вдали от шва (а) и в шве (б)

В металле шва происходит более значительное измельчение микроструктуры, чем в металле вдали от шва, с образованием нанокристаллической структуры в слое 3 в металле шва, тогда как в металле вдали от шва образуется субмикрокристаллическая структура.

УЗОТ поверхности образцов сплава Ti-6Al-4V со сварным соединением приводит к увеличению микротвердости поверхностного слоя как в зоне шва так и в зоне основного металла вдали от шва на величину, порядка 1-1,5 ГПа.

В основном металле вдали от шва в результате ультразвуковой электроимпульсной

ударной обработки в поверхностном слое возникает градиентная микроструктура. На глубине до 2 мкм от поверхности образуется нанокристаллическая структура следующего фазового состава: оксиды титана и железа, метастабильная фаза Ti_4Fe и α″-Ti. Под слоем с нанокристаллической структурой на глубине до 4 мкм образуется слой с метастабильной фазой Ti_4Fe и наночастицами аморфной фазы. На глубине более 5 мкм образуется субмикрокристаллическая структура, образованная фазами Ti_4Fe и (α-Ti+β-Ti) с нанокристаллическими частицами фазы α″-Ti внутри зерен фаз α-Ti и β-Ti.



а б

Рис. 2. Распределение микротвердости ($H_μ$) в поперечном сечении образца со сварным соединением: (а) в направлении, перпендикулярном поверхности обработки, от одной поверхности обработки до противоположной, (б) в направлениях, параллельных поверхности обработки, на разных расстояниях от поверхности (1- 5 мкм, 2 – 25 мкм, 3 – 50 мкм) в зоне основного материала (BM – base metal), зоне термического влияния (HAZ – heat-affected zone) и зоне сплавления (FZ – fusion zone)

В металле шва поверхностная ультразвуковая электроимпульсная ударная обработка приводит к образованию градиентной структуры в следующей последовательности по мере увеличения расстояния от поверхности обработки: аморфно-нанокристаллическая структура оксидов титана и железа, нанокристаллические (β+α″) (α+β) структуры.

Таким образом, ультразвуковая электроимпульсная ударная обработка поверхности образцов со сварным соединением приводит к упрочнению поверхностного слоя как в металле шве так и в основном металле вдали от шва.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-072

ГИБРИДНЫЕ УГЛЕПЛАСТИКИ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ

Бурков М.В., Еремин А.В., Любутин П.С.
Институт физики прочности и материаловедения, Томск

Композиты широко используются в аэрокосмической промышленности, позволяя инженеру создавать детали, наиболее подходящие для конкретных условий нагружения. Композиты с полимерной матрицей используются для механически нагруженных конструкций самолетов; керамическая матрица, применяется для деталей двигателей и может выдерживать высокие температуры, коррозийную среду и т.д. Помимо высокой удельной прочности в аэрокосмической отрасли требуются особые свойства: обшивки ЛА должны быть электропроводными, чтобы разряд молнии не повредил самолет. Металлоконструкции не требуют каких-либо дополнительных решений из-за хорошей электропроводности, но для углепластиковых композитов инженеры должны использовать специальные методы, которые модифицируют только поверхность, а также существенно усложняет технологию производства. Улучшение объемных свойств углепластика является многообещающим способом улучшения как электро-, так и теплопроводности.

Углеродные волокна сами по себе являются проводниками электрического тока, тогда как эпоксидная смола является изолятором. Таким образом, композит «углеродное волокно/эпоксидное связующее» из-за высокой анизотропии демонстрирует недостаточную электропроводность, которая может быть улучшена добавками, устанавливающими поперечные связи между слоями углеродного волокна: например, добавление углеродных нановолокон, углеродных нанотрубок или наночастиц металлов. Целью настоящей работы является исследование электрических и механических свойств гибридных полимеров, армированных углеродным волокном и модифицированных различными микро- и нанонаполнителями. Было измерено удельное сопротивление как модифицированных, так и немодифицированных образцов углепластика и исследовано механическое поведение с помощью испытаний на трехточечный изгиб, статическое и циклическое растяжение и др.

Получены следующие основные результаты:

- составы с добавлением одностенных углеродных нанотрубок позволяют получить углепластики с повышенными физико-механическими характеристиками, которые растут практически линейно с увеличением концентрации: так предел прочности растет на 6,7-14,3%;
- добавление молотых углеродных волокон в малых концентрациях приводит к повышению механических свойств на 2-8%. Но при этом с ростом концентрации тренд меняется на противоположный – свойства получаются ниже, чем у базового материала без модификации;
- добавление порошка меди оказывает положительное влияние на механические характеристики при статическом нагружении, однако негативно влияет на усталостную долговечность.
- добавление 0,3 вес.% нанотрубок увеличивает проводимость по толщине материала до ~66 См/м, в то время как немодифицированный углепластик является диэлектриком.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ 19-79-10148.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-073

МЕЖСЛОЕВАЯ АДГЕЗИЯ В КОМПОЗИТАХ (ZrB_2 – SiC - $MoSi_2$)/(C/Cs)

Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буякова С.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Углерод-углеродные композиты (C/Cs) в сочетании с низким удельным весом характеризуются высокой прочностью и стойкостью к термоударным воздействиям, что позволяет рассматривать их в качестве конструкционных материалов, в том числе для условий эксплуатации с умеренным нагревом. Однако, основным недостатком C/Cs композитов является низкая окислительная устойчивость в кислородосодержащей атмосфере при термическом воздействии. Одним из решений проблемы эксплуатации C/Cs композитов в термонагруженных условиях в присутствии кислорода является создание на их основе слоистых композитов. В качестве фронтального слоя, подвергающегося воздействию кислорода, наибольший интерес привлекают керамические композиты. Так, например, керамики на основе ZrB_2 – SiC характеризуются высокой термостойкостью в кислородосодержащей атмосфере.

Цель данной работы – получение слоистых композитов (ZrB_2 - $MoSi_2$ - SiC)/(C/Cs) и (ZrB_2 – SiC)/(C/Cs) и изучение межслоевой адгезии.

Слоистые композиты получены диффузионной сваркой пластины C/Cs и керамической пластины состава ZrB_2 – (20 об.%) SiC – (5 об.%) $MoSi_2$ и состава ZrB_2 – 50об.%SiC под давлением 50 МПа с изотермической выдержкой в течение 30 минут при температуре 1900 ^oC в атмосфере аргона. Толщина C/Cs пластины составляла 3±0,5 мм, керамической пластины 1±0,2 мм.

Оценка межслоевой адгезии произведена при испытаниях на отрыв, оснастка фиксировалась на поверхностях слоистых композитов посредством состава Poxipol. Результаты выражены отношением усилия отрыва к площади адгезионного слоя. Разработка оснастки и эксперимент проведены в соответствии со стандартом ASTM C633-79.

Прочность на отрыв слоистого композита (C/Cs)/(ZrB_2 – SiC) составила 310 ± 35 Н/мм^2, что превысило прочность на отрыв композита (C/Cs)/(ZrB_2 –SiC – $MoSi_2$), 250 ± 30 Н/мм^2. На фактографических изображениях, полученных с помощью растровой электронной микроскопии, наблюдалось присутствие значительного количества (C/Cs), что свидетельствует о разрушении с расслоением углерод-углеродного композита.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-074

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ, МЕТОДОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БОРИРОВАНИЯ

Бушуева Е.Г., Турло Е.М., Батаев В.А.
Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

В данной работе проводилось исследование влияния концентрации хрома при вневакуумной электронно-лучевой наплавке борсодержащих порошковых смесей на структуру, состав, коррозионную стойкость и износостойкость модифицированных слоев. В качестве модифицированного материала использовали хромоникелевую сталь 12Х18Н9Т [1,3]. Наплавка порошковых смесей проводилась в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера (ИЯФ) СО РАН на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6. Обработка осуществлялась в сканирующем режиме по следующим параметрам: энергия электронного пучка – 1,4 МэВ; максимальная мощность 100 кВт; частота сканирования 5 Гц; скорость перемещения образца относительно пучка – 10 мм/с; ток пучка 23 мА. В процессе обработки порошковая смесь, равномерно распределялась по поверхности основного материала. В качестве наплавляемой порошковой смеси использовали: аморфный бор (45-20 масс.%), Cr (от 5 - 30 масс. %), MgF_2 (50 %) [1]. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Axio Observer Z1m (Carl Zeiss) и растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP. Визуальная оценка коррозионностойкости наплавленных слоев проводилась по ГОСТ 6032-2003. Весовой показатель коррозии рассчитывался по ГОСТ 9.908-85. Материалом сравнения (эталоном) служила сталь 12Х18Н9Т без обработки. Образцы подвергали анодному травлению в водном растворе ингибированной серной кислоты. Этот метод применим для коррозионностойких сталей, например, 12Х18Н9, 12Х18Н9Т,08Х18Н12Т и др. склонных к межкристаллитной коррозии (МКК)[2]. В качестве агрессивной среды использовали раствор, содержащий уротропин и серную кислоту 60%. Эксперимент проводили в условиях термостатирования (на водяной бане МАРКА). Температура испытания – (20±10)^{o}С. Продолжительность испытаний после включения тока – (5 0,2) мин. Испытания проводили анодным травлением контролируемых участков образцов, которую включают в цепь постоянного тока при плотности тока (0,65 ±0,01)*104 А/м^2. Анодом служит испытуемый образец, катодом – свинцовый сосуд. Токоподводом являлся высокоомный источник тока Mastech DC POWER SUPPLY HY1001E. Повторность опыта составила 15-20 раз. Методов определения износостойкости материалов в условиях абразивного изнашивания основан на схеме испытаний при трении о закрепленные частицы абразива. Эксперименты проводились в соответствии с ГОСТ 17367-71.

В работе исследованы фазовые преобразования, происходящих при вневакуумной электронно-лучевой наплавке смеси порошка аморфного бор и хрома (от 5 до 30 масс.%). А также влияние полученной структуры на коррозионную стойкость и износостойкость поверхностных слоев хромоникелевой аустенитной стали. Установлено, что при обработке порошковой смеси с минимальным содержанием хрома (5 и 10масс%) формируются слои с плотным расположением боридов [4]. Показано, что с увеличение концентрации хрома в поверхностном слое приводит к повышению коррозионной стойкости в 1,8. Скорость коррозии для образцов с 10 масс.% хрома составила 0,81 мм/год. Износостойкость поверхностных слоев увеличилась в 5 и 6 раз при концентрации хрома 5 и 10 масс% соответственно. Дальнейшее увеличение концентрации хрома приводит к образованию твердых растворов в модифицированном слое, что приводит к снижению износостойкости в 2 раза.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № проекта19-33-90201. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ.

1. E.G. Bushueva, B.E. Grinberg, V.A. Bataev, E.A. Drobyaz. Raising the Resistance of Chromium-Nickel Steel to Hydroabrasive Wear by Non-Vacuum Electron-Beam Cladding with Boron // Metal Science and Heat Treatment. V.

60(9-10), 2019. pp. 641-644.
2. H.S. Khatak , B. Raj. Corrosion of austenitic stainless steels: mechanism, mitigation and monitoring. – Woodhead publishing, 2002. pp. 350.
3. Makuch N. The Importance of Phase Composition for Corrosion Resistance of Borided Layers Produced on Nickel Alloys / N. Makuch // Materials. – 2020. – Vol. 13, iss. 22. – Art. 5131. – DOI: 10.3390/ma13225131
4. Homolova V. Isothermal Section of the B-Cr-Fe System at 873K / V. Homolova, L. Ciripova, J. Kepic // Journal of phase equilibria and diffusion. – 2019. – Vol. 40, iss. 1(S1). – P. 79–85. – DOI: 10.1007/s11669-018-0701-9.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-075

ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ ДВОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ

[1,2]Буяков А.С., [2]Шмаков В.В., [2]Сухова М.Р., [2]Иванюк В.А., [1,2]Буякова С.П.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский политехнический университет, Томск

Известно, что многие из эксплуатационных характеристик функциональных композиционных материалов являются структурно зависимыми, и определяются не только свойствами отдельных компонент, но и внутренней морфологией материала. Приложение принципов и подходов структурного дизайна к созданию композиционных материалов зачастую позволяет получить материал с характеристиками, превосходящими характеристики композита, полученного при механическом смешении входящих в него компонент [1].

Целью настоящей работы стало создание структурных условий в композиционных материалах на основе ZrB_2, обеспечивающих увеличение работы распространения трещин при различных режимах эксплуатации. Одной из основных характеристик керамических материалов является трещиностойкость. В работе определена трещиностойкость композиционных материалов с двойной композиционной структурой, или структурой типа «композит в композите», где матрица и включения являются бифазными системами.

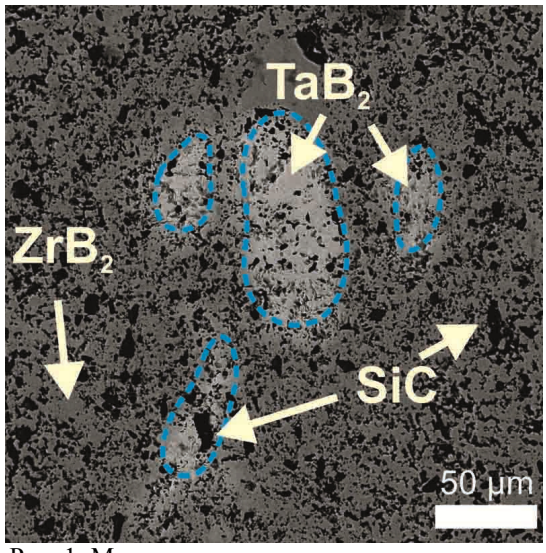


Рис. 1. Микроструктура исследуемых керамик

В качестве матрицы в исследуемых материалов использована система ZrB_2–SiC, а в качестве включений - система TaB_2–SiC. Керамика была получена спеканием порошковых смесей под давлением 40 МПа в атмосфере инертного газа при температуре 1800 ^oC. Порошковые смеси подвергались высокоэнергетической активации перед компактированием. Гранулы TaB_2–SiC, входящие в состав смесей, обладали нерегулярной формой и средним размером 70 мкм, рис. 1. Вязкость разрушения определена с помощью трехточечного изгиба балки с нанесенным V-образным надрезом (SEVNB) [2].

Было обнаружено, что вязкость разрушения керамики с двойной композиционной структурой, совокупное содержание SiC в которой составляет 12 об. % выше, чем керамики аналогичного состава с гомогенным распределением армирующих включений в матрице более, чем на 30 %.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0009.

1. Buyakov A.S. Increasing fracture toughness of zirconia-based composites as a synergistic effect of the introducing different inclusions / Buyakov A.S., Mirovoy Y.A., Smolin A.Y., Buyakova S.P. //Ceramics International. – 2021. – Т. 47. – №. 8. – С. 10582-10589.
2. Kübier J.J. Fracture toughness of ceramics using the SEVNB method: from a preliminary study to a standard test method //Fracture resistance testing of monolithic and composite brittle materials. – ASTM International, 2002.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-076

СИНЕРГЕТИЧЕСКОЕ ДЕЙСТВИЕ МЕХАНИЗМОВ УВЕЛИЧЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ZrO_2

Буякова С.П., Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буяков А.С., Дедова Е.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Прочность большинства керамик значительно превышает прочность конструкционных металлов, однако присущая керамикам имманентная хрупкость существенно ограничивает их использование не только в качестве конструкционных, но и в качестве функциональных материалов. В настоящее время известны разные механизмы увеличения ударной вязкости керамических материалов, действие которых заключается в увеличении работы распространения трещин. Между тем, приращение ударной вязкости, обеспечиваемое каждым из механизмов в отдельности, недостаточно для многих потенциальных областей практического использования керамик. В связи с этим возникает необходимость исследования возможности синергетического действия нескольких механизмов увеличения ударной вязкости керамических материалов.

Целью данной работы стало исследование одновременного действия разных механизмов увеличения ударной вязкости керамики на основе ZrO_2(3Y). Для этого в керамическую матрицу ZrO_2(3Y) вводились многослойные углеродные нанотрубки (MWCNTs), частицы гексагонального нитрида бора (h)BN в отдельности и совместно. Были получены образцы для испытаний монолитной керамики ZrO_2(3Y), композитов ZrO_2(3Y)–MWCNTs, композитов ZrO_2(3Y)–(h)BN и композитов ZrO_2(3Y)–MWCNTs-(h)BN. Содержание в композитах каждого из компонентов MWCNTs и h-BN варьировалось как 0.25, 0.5, 1, 3, 5 объемн.%. В композитах, содержащих одновременно MWCNTs - (h)BN, их суммарное содержание составляло 0.25, 0.5, 1, 3, 5 объемн.%. Измерение вязкости разрушения (коэффициента интенсивности напряжений (K_{1C})) керамики ZrO_2(3Y) и композитов производилось методом V-образного надреза (SEVNB).

Анализ фазового состава поверхности разрушения керамики ZrO_2(3Y) и композитов ZrO_2(3Y)-MWCNTs-(h)BN показал, что доля моноклинной модификации ZrO_2 на поверхности разрушения для всех рассматриваемых материалов больше, чем зафиксировано на полированной поверхности, что свидетельствует о реализации трансформационного перехода из тетрагональной в моноклинную модификацию ZrO_2.

Величина K_{1C} для керамики ZrO_2(3Y) составила 6.1±0.32 MPa·$m^{1/2}$. Механизмом, сдерживающим распространение трещин в керамике ZrO_2(3Y), является трансформационный переход из тетрагональной в моноклинную модификацию диоксида циркония. Присутствие в керамической матрице ZrO_2(3Y) включений MWCNTs и (h)BN оказало положительное влияние на ударную вязкость, величина K_{1C} возрастала при увеличении содержания включений. Наибольшую вязкость разрушения имели композиты с включениями гексагонального нитрида бора. При содержании (h)BN в керамической матрице 5 wt. % коэффициент интенсивности напряжений составил 9.2±0.31 MPa·$m^{1/2}$. Увеличение ударной вязкости в этих композитах обусловлено действием двух механизмов - трансформационным переходом ZrO_2 и полной остановкой и/или бифуркацией трещин на относительно слабых границах раздела «матрица–включение» (механизм Кука-Гордона). Для композита ZrO_2(3Y) – 5 wt.% MWCNTs K_{1C}=7.8±0.29 MPa·$m^{1/2}$. В композитах с включениями углеродных нанотрубок распространение трещин сдерживалось трансформационным переходом ZrO_2 и вытягиванием MWCNTs при раскрытии трещин (мостикованим). Для композитов ZrO_2(3Y)-MWCNTs-(h)BN наибольшая вязкость разрушения наблюдалась для состава с суммарным содержанием включений 5 %, K_{1C}=7.9±0.34 MPa·$m^{1/2}$. Очевидно, что увеличение ударной вязкости в этих композитах обусловлено одновременным действием трех механизмов – трансформационным переходом диоксида циркония, вытягиванием MWCNTs из керамической матрицы и бифуркацией трещин на границах с (h)BN.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-077

НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Валиев Р.З.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает возможность значительного повышения их механических и функциональных свойств. При этом свойства полученных объемных наноматериалов определяются не только формированием ультрамелких зерен, но и структурой и фазовым составом границ зерен. В последнее десятилетие активное развитие получила зернограничная инженерия объемных наноматериалов, связанная с созданием различных границ зерен (малоугловых и высокоугловых, специальных и общего типа, равновесных и неравновесных, а также с присутствием зернограничных сегрегаций и выделений) в ультрамелкозернистых металлах. Показано, что формирование разных типов границ зерен значительно влияет на механические свойства наноструктурных металлов и сплавов, особенно, на хрупкость и пластичность, усталость и сверхпластичность. Особый интерес представляет использование зернограничной инженерии для создания наноматериалов с так называемыми многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.). Описаны основные теоретические подходы к моделированию стабильности наноструктур в экстремальных условиях. Обсуждаются физическая природа и применения наноматериалов в инновационных разработках, направленных на их использование в энергетике, медицине и технике.

Доклад представлен при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках проекта 0838-2020-0006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-078

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭНТРОПИЙНОЙ КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ

[1]Ван Д., [2]Бурлаченко А.Г., [1,2]Мировой Ю.А., [1,2]Буяков А.С., [1,2]Дедова Е.С., [1,2]Буякова С.П.
[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

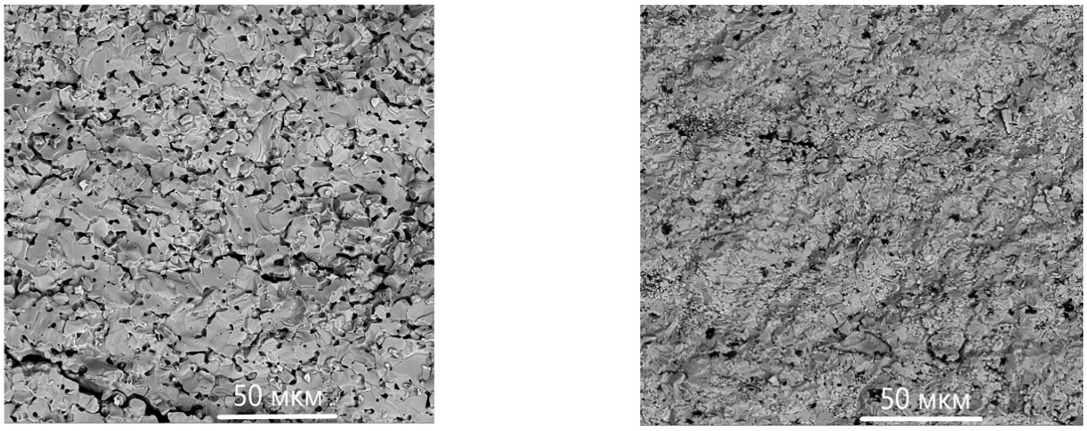
Высокотемпературная безоксидная керамика, стабилизированная энтропией, характеризуется высокими механическими свойствами и термической стабильностью при воздействии температуры, чем привлекает высокий научный и практический интерес. Однако получение высокотемпературных керамик является нетривиальной задачей поиска компромисса между достижением высокой плотности и предотвращением роста зерна, приводящем к снижению механических свойств. На сегодняшний день наиболее распространенными методам получения энтропийно-стабилизированной керамики являются методы горячего прессования (ГП) и искрового плазменного спекания (СПС), обеспечивающие высокую плотность и мелкозернистую структуру. Целью данной работы является изучение структуры и механических свойств энтропийной керамики (Ti,Zr,Hf)C, полученных различными методами.

Объектом исследований настоящей работы служили высокотемпературные керамики $(Hf_{0.33},Zr_{0.33},Ti_{0.33})C$, стабилизированные энтропией, полученные из предварительно активированных порошков TiC, ZrC, HfC. Образцы керамических композитов получены двумя методами: горячим прессованием при температуре 2000 ^{o}C в атмосфере аргона и методом искрового плазменного спекания при температуре 1900 ^{o}C в атмосфере аргона. Твердость (H) керамических материалов была измерена методом Берковича с нагрузкой 50 гр. на приборе NanoIndenter G 200. Модуль Юнга (E) определялся по диаграмме внедрения пирамиды Берковича на поверхность материалов в соответствии со стандартом ISO 14577. Плотность (ρ) керамических материалов определялась методом гидростатического взвешивания. Фазовый состав керамических материалов анализировался с помощью дифрактометра с CuKα излучением.

Фазовый состав всех полученных образцов был представлен монофазным твердым раствором замещения (Hf,Zr,Ti)C с ГЦК решеткой и не зависел от метода получения. Однако микроструктура керамики значительно отличалась в зависимости от метода получения, рисунок 1. Так, керамика $(Hf_{0.33},Zr_{0.33},Ti_{0.33})C$, синтезированная искровым плазменным спеканием, характеризовалась мелкозернистой структурой, средний размер зерен был равен 3.7±0,1 мкм. В то время как средний размер керамического твердого раствора, полученным горячим прессованием, составил 7.4 ± 0,3 мкм. Вероятно, отличие микроструктуры обуславливает разницу механических свойств керамических материалов. Согласно данным, приведенным в таблице 1, механические свойства керамического твердого раствора $(Hf_{0.33},Zr_{0.33},Ti_{0.33})C$, полученного искровым плазменным спеканием, выше по сравнению с аналогичными свойствами керамики, синтезированной горячим прессованием. Так, твёрдость образцов (Hf,Zr,Ti)C, полученных методом ГП, составила 25 ГПа, СПС методом – 38 ГПа.

Таблица 1 – Характеристики керамических твердых растворов $(Ti_{0.33},Zr_{0.33},Hf_{0.33})C$, полученных горячим прессованием (ГП) и искровым плазменным спеканием (СПС)

Состав	Метод получения	Фазовый состав	ρ, г/см^3	<d>, мкм	E, ГПа	H, ГПа
(Hf,Zr,Ti)C	ГП	ГЦК	6.7±0.2	7.4±0,3	439±23	25
(Hf,Zr,Ti)C	СПС	ГЦК	7.7±0.2	3.7±0,1	647±35	38



а б

Рис. 1. Изображение поверхности излома керамики (Hf,Zr,Ti)C, полученной горячим прессованием (а) и искровым плазменным спеканием (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-079

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ

[1]Ващук Е.С., [2]Аксенова К.В., [2]Невский С.А., [2]Громов В.Е., [2]Будовских Е.А.
[1]Филиал Кузбасского государственного технического университета им. Т.Ф.Горбачева в г. Прокопьевске, Прокопьевск
[2]Сибирский государственный технический университет, Новокузнецк

В настоящее время интенсивно развиваются поверхностные методы упрочнения, основанные на использовании концентрированных потоков энергии, как электровзрывное легирование (ЭВЛ) и обработка поверхности низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (ЭПО). Они позволяют проводить локальное упрочнение поверхности в местах наибольшего разрушения при эксплуатации и увеличивать функциональные свойства в несколько раз. В этой связи установление закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и природы повышения эксплуатационных свойств поверхностей при упрочняющих обработках

Для повышения микротвердости и износостойкости поверхности титанового сплава ВТ6 науглероживание поверхности проводили совместно с порошковыми навесками соединений с высокими физико-механические свойствами, а именно, диборида титана TiB_2, карбида бора B_4C и карбида кремния SiC. В качестве взрываемого проводника использовали углеродную ленту марки ЛУ-П/0,1-50 массой 140 мг. Навески порошков разной массы располагали на ленте в области внутреннего электрода ускорителя. При формировании струи они захватывались ею и переносились на упрочняемую поверхность.

Электронно-пучковую обработку образцов поверхности после ЭВЛ осуществляли на установке «Соло» Института сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, изменяя плотность энергии пучка (50 и 60 Дж/см^2), длительность импульсов (100 мкс) и их число (10 имп.). Частота импульсов во всех случаях составляла 0,3 Гц.

Комплексное электровзрывное легирование с порошковыми навесками диборида титана, карбида бора и карбида кремния поверхности титанового сплава ВТ6 приводит к формированию зоны упрочнения с высокоразвитым рельефом толщиной до 50 мкм, неоднородного по толщине, элементному составу и структурно-фазовому состоянию.

ЭПО с плотностью энергии пучка электронов 50, 60 Дж/см^2 зоны ЭВЛ приводит к уменьшению шероховатости поверхности и более однородному распределению легирующих элементов. Толщина зоны упрочнения возрастает до 60 мкм.

Физической природой упрочнения зоны комбинированной обработки является формирование многофазной структуры субмикро- и наноразмерного диапазона. Включения TiC практически бездефектны; в зернах α-титана присутствует дислокационная субструктура. Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что упрочняющими фазами являются: при использовании порошка диборида титана TiB_2 – TiB, TiB_2, Ti_2B_5; карбида бора B_4C – B_4C, BC, TiC; карбида кремния SiC – SiC, TiC, TiSi и $TiSi_2$.

ЭВЛ с использованием навесок TiB_2, B_4C, SiC приводит к увеличению микротвердости поверхности до 4 – 8 раз в зависимости от массы порошковых навесок. При этом увеличение массы упрочняющих навесок обеспечивает рост микротвердости в среднем в 1,5-2,5 раза. При последующей ЭПО в случае использования порошковой навески TiB2 микротвердость увеличивается в 5,5 раза (до 1800 HV), B_4C – в 12 раз (до 4000 HV) по сравнению с микротвердостью в исходном состоянии.

Электровзрывное легирование диборидом титана TiB_2 приводит к увеличению износостойкости в условиях сухого трения скольжения в 14 раз. Последующая ЭПО способствует росту износостойкости более чем в 90 раз по сравнению с исходным состоянием. Комбинированная обработка приводит к снижению коэффициента трения в два раза.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-080

РАЗРАБОТКА КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ SiAlON С ПОМОЩЬЮ ЭНЕРГИИ НИЗКОТЕМПЕРАТНОЙ ПЛАЗМЫ

[1]Власов В.А., [1]Клопотов А.А., [1]Безухов К.А., [2]Голобоков Н.Н., [1]Волокитин О.Г.
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
[2]Томский филиал Института структурной макрокинетики СО РАН, Томск

Керамика на основе SiAlON относится к перспективным конструкционным материалам, которые используется в промышленности, как один из классов огнеупорных материалов. Эти материалы обладают высокой кислотоустойчивостью и хорошим сопротивлением к действию различных шлаков. Два самых распространённых способа изготовления огнеупорных материалов основываются на методе полусухого прессования и вибролитье. Согласно литературным данным, существуют два типа SiAlON, фазы которого советуют качеству конструкционной керамики. Одна из таких, фаза β–SiAlON с формулой $Si_{6-z}Al_zO_zN_{8-z}$ ($1 \le x \le 4.2$). Однако получение фазы β–SiAlON с необходимым комплексом физико-химических свойств является достаточно трудоемким, вследствие его многообразия в образовании структурных состояний в зависимости от стехиометрического состава и температурных воздействий. Кристаллоэнергетический подход оценки стабильности соединений в материалах рассматриваемой системы описан в [1].

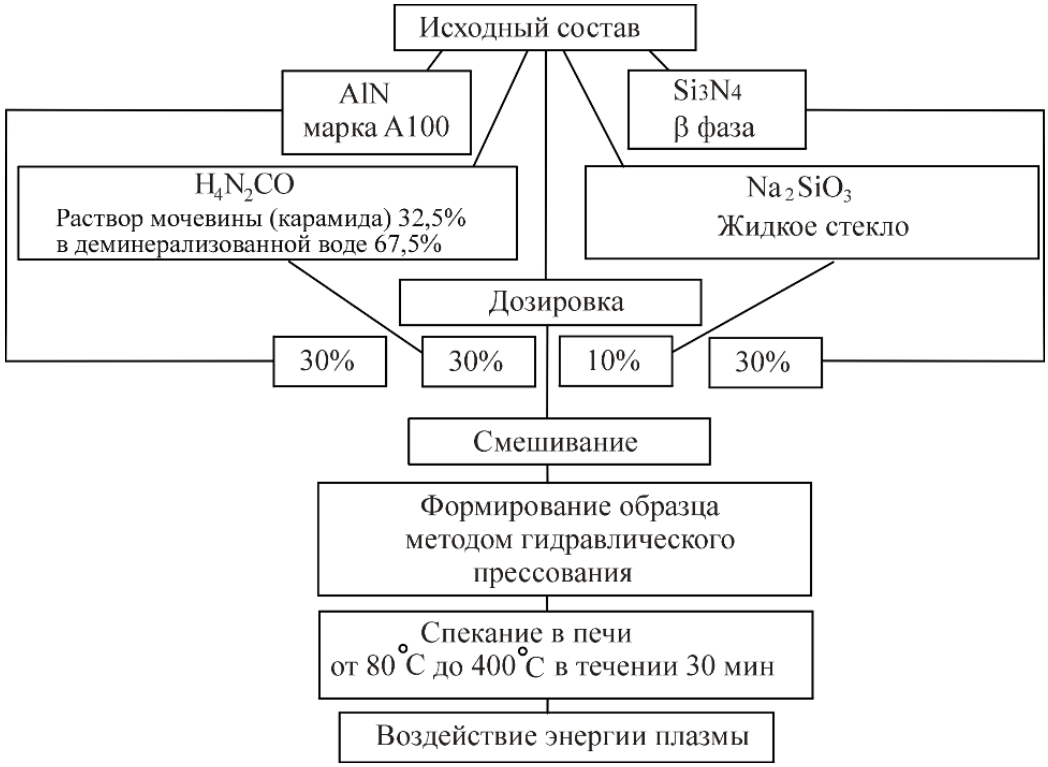


Рис. 1. Технологическая схема подготовки исходных компонентов для синтеза сиалона

Среди известных методов синтеза SiAlON практически нет работ по синтезированию рассматриваемого материала при помощи энергии низкотемпературной плазмы. Данный вид плазмы можно получить в электродуговом плазмотроне. Одним из важнейших преимуществ низкотемпературной плазмы является способность воздействовать на образец до температур порядка 5 тысяч градусов.

Целью настоящей работы является разработка подходов для синтеза керамики на основе SiAlON при помощи воздействия энергии низкотемпературной плазмы.

В качестве исходных материалов был использован:β-Si_3N_4, AlN, H_2NCoNH_2 (раствор мочевины) и связующий компонент Na_2SiO_3 (жидкое стекло). Технологический процесс приготовления исходных компонентов описан на схеме, на рис. 1. В результате был получен

брикет, который затем был подвергнут воздействию энергии низкотемпературной плазмой. Плазменный поток был получен в плазменном генераторе типа ВПР-410 НПП [2]. Воздействие плазменного потока проходило в азотной среде.

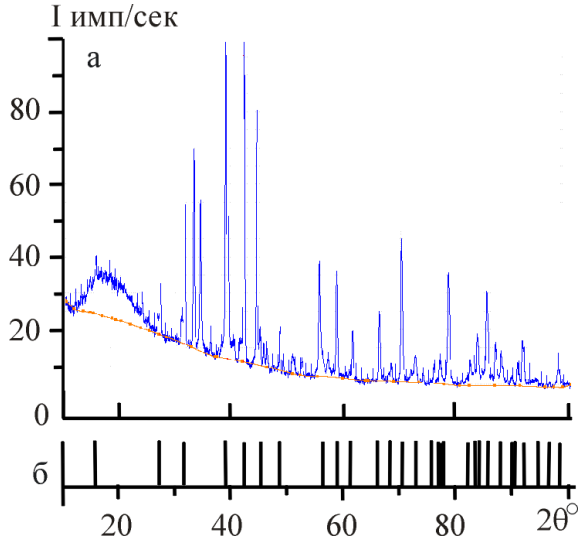


Рис. 2. Дифрактограмма образца снятого в $Co_{K\alpha}$ излучении, синтезированного при помощи энергии плазмы (а). Штрих диаграмма соединения сиалонаAlN_7OSi_5 (б)

На рис. 2 приведена дифрактограмма образца, полученного в результате синтеза при помощи энергии плазмы. Рентгенофазовый анализ показал, что основной фазой является β-SiAlON состава AlN_7OSi_5 ($Si_{6-z}Al_zO_zN_{8-z}$ с z=1) с гесагональной сингонией (символ Пирсона *hP*14, пространственная группа $P6_3/m$) [3]. На дифрактограммах кроме кристаллических фаз фиксируется диффузный максимум. Наличие размытого диффузного максимума свидетельствует об образовании аморфной фазы. Кроме того, на дифрактограмме обнаружено существование дополнительных рефлексов, которые не были проиндицированы. Возможно, эти дополнительные линии на дифрактограмме относятся к другим SiAlON фазам, которые образовались при высоких температурах, значительно превышающих 2000 °C. Это предположение основано на том, что фазовый переход между двумя типами SiAlON удовлетворяет условиям: α–SiAlON+O_2→β-SiAlON и β–SiAlON+N_2→α–SiAlON [4].

Кроме того, особенностью кристаллической структуры β-SiAlON является, то, что элементарная ячейка β-SiAlON содержит две формульные единицы β–Si_3N_4. При этом, протяженная область существования β–SiAlON обусловлена близостью длин связей Si–N (0.173 нм) и A1–O (0.175 нм). Это позволяет рассматривать β–SiAlON как твердый раствор Si_3N_4 в твердом растворе оксида и нитрида алюминия: $x(Al_2O_3 \cdot AlN)+(1-x)Si_3N_4$ при x=0 ÷ 0.8. В тоже время элементарная ячейка α–SiAlON содержит четыре формульных единицы β–Si_3N_4 [5].

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20–79–10102).

1. Безухов К.А., Власов В.А., Клопотов А.А, Волокитин О.Г. Кристаллоэнергетический подход для оценки стабильности соединений в системах Si-N, Al-Si-N, Al-Si-O и Al-Si-N-O // Новые материалы и технологии. 2019. С.184-193.
2. Власов В.А., Волокитин Г.Г., Скрипникова Н.К., Волокитин О.Г. // Плазменные технологии создания и обработки строительных материалов. Томск: НТЛ, 2018. С.512.
3. Gillott L., Cowlam N., Bacon G.E. A neutron diffraction investigation of some β'-sialons. // J. Materials Science. 1981. V.16. P.2263-2268.
4. Lewis M.H., Bhatti A.R., Lumby R.J. North B.J. The microstructure of sintered Si-Al-ON ceramics // Mater Sci. 1980. V.15. P.103-113.
5. Thompson D. P. The crystal chemistry of nitrogen ceramics // Mater Sci Forum, 1989. V. 47. P.21-42.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-081

ИЗМЕНЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ8 И ВТ14 ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ И КОНТРОЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ

[1]Власов И.В., [1]Гоморова Ю.Ф., [2]Яковлев А.В., [1]Найденкин Е.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Титановые деформируемые сплавы характеризуются высокими механическими свойствами, коррозионной стойкостью и низкой плотность, что позволяет изготавливать из них лёгкие и прочные изделия. Эти сплав хорошо свариваются и широко применяются для изготовления деталей ответственного назначения. Традиционно, для получений высоких значений твёрдости и временного сопротивления на разрыв, применяют термообработку, состоящую из закалки в воду с последующим старением в процессе которого происходи распад нестабильных фаз и выделение дисперсных упрочняющих частиц [1].

Дополнительным видом упрочнения может быть модификация поверхности [2], изменение химического состава сплава [3] или деформационное воздействие [4]. В этой связи применение поперечно-винтовой прокатки (ПВП) позволяет проводить контролируемое, при необходимости многоступенчатое, деформационное упрочнение [5]. Нагрев титановых сплавов до температуры близкой к температуре полиморфного превращения обеспечивает высокую деформацию, без образования хрупких трещин, а последующая закалка «фиксирует» сформированную структуру. Однако, такое состояние отличается высокой хрупкостью и низкой ударной вязкостью. Для получения структуры сплава, сочетающей в себе как высокую твёрдость, так и пластичность ведутся работы по оптимизации процессов прокатки и термической обработки [6]. Наиболее удобным механизмом управление структурой в данном случае является контролируемое охлаждение после прокатки для повышения пластичности и ударной вязкости сплава [7].

В качестве исследуемого материала были выбраны деформируемые титановые сплавы ВТ8 и ВТ14 с разной температурой полного полиморфного превращения (разница составляет ~60 °С [1]) для оценки структуры и механических свойств сплавов после деформационного упрочнения и закалки в воду (режим I). Различия в температуре полиморфного превращения должны привести к различному структур-фазовому состоянию после ПВП и последующего резкого охлаждения (~11 °С /сек). Для повышения пластичности и ударной вязкости сплавов в работе предложен второй вид обработки (режим II), заключающийся в добавлении к первому режиму контролируемого охлаждения на воздухе (~1.5 °С/сек) после поперечно-винновой прокатки и перед закалкой в воду. Такая «пауза», по мнению авторов, должна снизить наклёп за счёт термической релаксации напряжений и дать время для роста α+β фаз перед закалкой для предотвращения формирования мелкозернистой или мартенситной хрупкой структуры. В результате должна сформироваться более равновесная по сравнению с первым режимом структура, в то же время более прочная в сравнении с традиционным отжигом после заводской прокатки.

Таким образом, целью данной работы было провести исследование различий в формировании структуры и ударной вязкости деформационных титановых сплавов с разной температурой полного полиморфного превращения после поперечно-винтовой прокатки, а так же оценить влияние двухэтапного охлаждения сплавов после прокатки на изменение их пластичности и прочности.

Сплав ВТ8 в состоянии поставки состоит из первичных β зёрен с прослойками α-фазы. Обработка материала по двум режимам приводит к формированию бинарной структуры, выделению α-кристаллов в матрице $\alpha+\beta$. Основные отличия структуры сплава после разных режимов обработки заключаются в формировании в центральной части прутка α-частиц различной формы. Так для режима I α-частицы принимают форму вытянутых ламелей в виду высокой скорости охлаждения, в то время как для режима II α-кристаллы имеют форму равноосных частиц в результате дополнительного этапа охлаждения на воздухе.

Сплав ВТ14 в состоянии поставки имеет аналогичную структур, состоящую из первичных β зёрен с прослойками α-фазы. В виду наличия дополнительного β-стабилизатора в виде ванадия, снижающего температуру полиморфного превращения, обработка сплава ВТ14 по режиму I приводит формированию крупных α'-зерен с выделением по их границам β-фаз в виде игольчатых пластин. Добавление этапа охлаждения (режим II) на воздухе повышает долю β-фазы формируя сложную игольчатую $\alpha+\beta$ структур внутри первичных β-зерен.

Поверхностный слой, испытавший в процессе прокатки максимальную степень деформации, а при закалке более высокую скорость охлаждения по сравнению с сердцевиной прутка, демонстрирует высокие значения твердости. Наибольшее упрочнение материала происходит на глубине до 150 мкм для всех видов сплавов и режимов обработки.

При прокатке по режиму I, для сплавов ВТ8 и ВТ14, получены наименьшие значения ударной вязкости (рис. 1). Причиной этого для сплава ВТ8 является сформированная $\alpha+\beta$ структура с выделением длинных пластин α-фазы, сдерживающих пластическую деформацию. В случае ВТ14 после обработки по режиму I формируется хрупкая мартенситная структура, приводящая к падению ударной вязкости.

Высокие значения ударной вязкости сплава ВТ8 после обработки по режиму II, по сравнению с режимом I и состоянием поставки, объясняются формированием однородной структуры с выделением множества кристаллов α-Ti и увеличением протяжённости их границ. Наличие протяжённых границ приводит к повышению нагрузки, требуемой для зарождения трещины, и увеличению ударной вязкости. Дополнительный этап охлаждения в режиме II для сплава ВТ14 приводит к частичному восстановлению ударной вязкости, однако она остаётся несколько ниже по сравнению с состоянием поставки. Восстановление значений ударной вязкости сплава ВТ14 в первую очередь объясняется увеличением количества β-фазы и характером её распределения в сплаве по сравнению с режимом I.

Отрицательная температура испытаний приводит к снижению значений ударной вязкости для всех сплавов по причине блокирования механизмов пластической деформации. Так же пропорционально падает ударная вязкость после двух видов обработок.

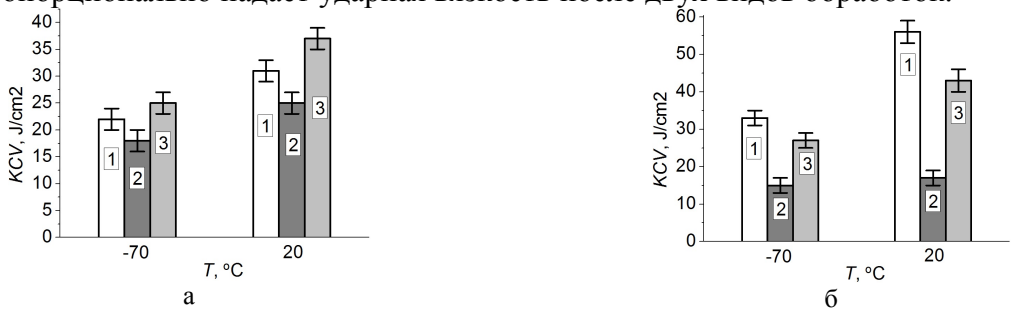


Рис. 1. Диаграммы ударной вязкости в зависимости от температуры испытания: сплав ВТ8 (а); ВТ14 (б); 1 –состояние поставки; 2 – после ПВП по режиму 1; 3 – после ПВП по режиму 2

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021.

1. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Н.Ф. Аношкин, А.Ф. Белов, С.Г. Глазунов и др. Москва, Изд.-во Металлургия. – 1980. – 464 с.
2. Pushilina N., Stepanova E., Stepanov A., Syrtanov M. Surface Modification of the EBM Ti-6Al-4V Alloy by Pulsed Ion Beam // Metals. 2021. Vol. 11(3). P. 512.
3. Bahador A., Umeda J., Ghandvar H., et al. Microstructure globularization of high oxygen concentration dual-phase extruded Ti alloys via powder metallurgy route // Materials Characterization. 2021. Vol. 172. Article 110855.
4. Wojtas D., Wierzbanowski K., et al. Microstructure-strength relationship of ultrafine-grained titanium manufactured by unconventional severe plastic deformation process // Journal of Alloys and Compounds. 2020. Vol. 837. 155576.
5. Naydenkin E.V., Mishin I.P., et al. Fatigue and fracture behavior of ultrafine-grained near β titanium alloy produced by radial shear rolling and subsequent aging // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 810. 140968.
6. Chi G., Liu H., Yi D. Drastic improvement in elongation and impact toughness of Ti–Al–V–Mo–Zr alloy tube via three-step heat treatment // Materials Letters. 2021. Vol. 284 (Part 1). 128925.
7. Chong Y., Bhattacharjee T., et al. Deformation mechanism of bimodal microstructure in Ti-6Al-4V alloy // Journal of Materials Science & Technology. 2021. Vol. 71. P. 138-151.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-082

ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТОВ ПОЛИПРОПИЛЕНА С АЛИФАТИЧЕСКИМ ПОЛИАМИДОМ

[1,2]Воронцов Н.В., [1]Марголин А.Л., [1,2]Попов А.А.
[1]Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва
[2]Российский экономический университет им. Г.В.Плеханова, Москва

Смешение полимеров считается эффективным и экономически выгодным путем создания композиционных материалов с новыми и улучшенными свойствами. Изучение таких смесей необходимо, чтобы достичь синергизма свойств. В последние десятилетия смеси на основе ПП и ПА привлекают все больше внимания исследователей.

Интерес к этим смесям связан с тем, что как ПП, так и ПА являются крупнотоннажными полимерами и обладают широким спектром полезных свойств. ПП имеет хорошие механопрочностные характеристики, высокую влагостойкость, низкую стоимость и отличные технологические характеристики. ПА легко обрабатываются, имеют низкий коэффициент трения. Тот и другой полимер широко используются в автомобилестроении, авиа и текстильной промышленности, применяются в различных технических изделиях. Добавки ПП к ПА увеличивают влагостойкость и ударопрочность, а добавки ПА к ПП повышают износостойкость. Цель данной работы - изучить, как добавки ПА влияют на термостойкость ПП.

Термостойкость ПП, ПА и их смесей изучали при высоких температурах на воздухе. Объектами исследования являлись плёночные образцы на основе изотактического полипропилена (ПП, марка 01030 Каплен (ТУ 2211-015-00203521) ОАО «Газпромнефть-Московский НПЗ») с 5, 10, 20, 30, 40, 50 мас.% полиамида 6/66-4 (ПА, марка 6/66-4, ООО «Анид», г. Екатеринбург). Компаундирование полимеров осуществлялось на смесителе типа Брабендер (ИХФ РАН, Россия) при 190±2°С в атмосфере аргона с последующим прессованием (толщина пленок около 100-150 мкм). После прессования пленки отмывались от остатков ингибитора. Термостабильность измеряли на Mettler Toledo TGA/DSC3+ от 20 до 800^{o}С на воздухе. Теплофизические свойства пленок анализировали на оборудовании Netsch DSC 214 Polyma. Структуру образцов также анализировали с помощью ИК-спектроскопии на приборе Perkin Elmer и с помощью оптического микроскопа Zeiss.

Показано, что с увеличением содержания ПА наблюдается существенный сдвиг интервала температур термодеградации ПП в область более высоких температур. Уже при малых добавках ПА температурная область термодеградации ПП, при которой происходит падение массы на 5%, повышается на 30^{o}С. Также увеличиваются и температуры, при которых достигается полупревращение смесей. По кривым ДТГ видно, что температура максимальной скорости деградации смесей в области разложения ПП растет с ростом содержания ПА, указывая на замедление деградации ПП. Найдено, что добавки ПА могут повышать температуру деградации ПП на 80 ^{o}С.

Полученные результаты показывают, что использование ПА в качестве термостабилизирующей добавки открывает перспективы для создания материалов с улучшенной термостойкостью.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-083

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNi ПРИ ТВЕРДОРАСТВОРНОМ УПРОЧНЕНИИ АТОМАМИ Mo

Выродова А.В., Сараева А.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На монокристаллах ГЦК эквиатомного CoCrFeNi (ат.%) высокоэнтропийного сплава (ВЭС), ориентированных вдоль $[\bar{1}11]$- направления благоприятного для развития деформации двойникованием, исследовано влияние легирования атомами Mo концентрацией 4 ат.% на температурную зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$, стадийность кривых течения, дислокационную структуру, механизм деформации – скольжение/двойникование и разрушение при деформации растяжением в температурном интервале от 77 до 973 К. При легировании атомами Mo до 4 ат.% за счет уменьшения каждого элемента системы CoCrFeNi в равных атомных долях $Co_{24}Cr_{24}Fe_{24}Ni_{24}Mo_4$ (ат.%) ВЭС характеризуется величиной энергии дефекта упаковки γ_0 равной 0.030 Дж/м^2.

Показано, что в $[\bar{1}11]$- кристаллах $Co_{24}Cr_{24}Fe_{24}Ni_{24}Mo_4$ ВЭС начало пластического течения в температурном интервале T = 77–973 К связано со скольжением и температурная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}(T)$ состоит из двух температурных интервалов, характерных для ГЦК металлов и сплавов замещения при деформации скольжением. При T < 373К наблюдается сильная температурная зависимость $\tau_{кр}(T)$, превышающая температурную зависимость модуля сдвига G(T) (термоактивируемая τ^S компонента $\tau_{кр}$), а при T > 373К $\tau_{кр}(T)$ зависят от температуры как G(T) (атермическая τ^G компонента $\tau_{кр}$) и отношение τ_S/τ_G=1.2.

При легировании атомами Mo планарная структура с плоскими скоплениями дислокаций в $[\bar{1}11]$- кристаллах $Co_{24}Cr_{24}Fe_{24}Ni_{24}Mo_4$ ВЭС наблюдается в широком температурном интервале от 77 до 973К, что обусловлено твердорастворным упрочнением атомами Mo системы CoCrFeNi из-за большего атомного радиуса по сравнению с другими элементами, входящими в систему, ближним порядком и формированием предвыделений при высоких температурах T > 773К. Двойникование в $[\bar{1}11]$- кристаллах развивается после предшествующей деформации скольжением 15–20% при 296 К и 10 % при 77 К. Критические скалывающие напряжения для двойникования $\tau_{кр}^{дв}$ зависят от температуры испытания и равны 260 и 220 МПа, соответственно, при 77 и 296 К. Температурная зависимость $\tau_{кр}^{дв}$ определяется температурной зависимостью критических скалывающих напряжений для скольжения $\tau_{кр}^{ск}(T)$, которое предшествует двойникованию. Пластическое течение в $[\bar{1}11]$-кристаллах развивается преимущественно в одну линейную стадию с коэффициентом деформационного упрочнения 1700 и 1900 МПа, соответственно, при 296 и 77 К. Показано, что деформационное упрочнение на линейной стадии определяется взаимодействием скольжения с двойникованием и двойникования с двойникованием при сохранении высокой пластичности кристаллов до 60 % и 50 % и вязком характере разрушении в температурном интервале от 77 К до 300 К.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-19-00217.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-084

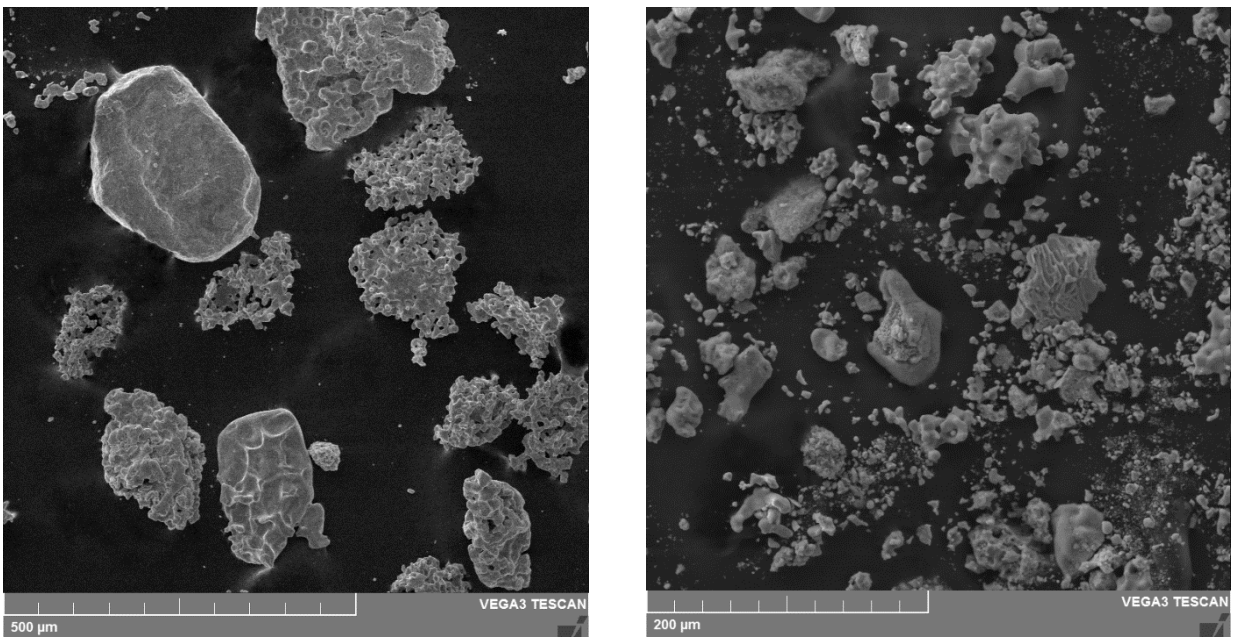
ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЕЧЕННЫХ ПОРИСТЫХ СПЛАВОВ TiNi

Гарин А.С., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Пористые сплавы на основе никелида титана (TiNi) являются перспективными имплантационными материалами для замещения костных дефектов за счёт биосовместимости и коррозионной стойкости. Благодаря развитой пористой структуре, схожей с анатомическим строением костной ткани и биомеханическому подобию достигается высокий уровень интеграции пористого имплантата с биологическими тканями [1,2].

Одним из основных методов получения пористых сплавов является диффузионное жидкофазное спекание. На свойства получаемого пористого материала в первую очередь влияет сам порошок, полученный, как правило, методом гидридно-кальциевого восстановления. Фракция порошка, его структурно-фазовый и гранулометрический состав также определяют режим спекания, при котором будет получен пористый материал. Так, если основу гранулометрического состава определяют частицы порошка небольшого размера (1 – 10 мкм), то для достижения приемлемого результата температуру спекания необходимо понизить, так как за счет большей площади контакта между частицами эффект контактного плавления будет вносить серьезный вклад [3] на появление легкоплавкой фазы Ti_2Ni. В результате образуется избыток жидкой фазы и снижение пористости, что ведет к ухудшению физико-механических свойств пористых сплавов и к его неприменимости в качестве имплантационного материала. Поэтому целью работы является исследование влияния гранулометрического состава порошков на структуру спеченных пористых сплавов TiNi.

В качестве исследуемого материала использовались порошки марки ПВ-Н55Т45 двух разных гранулометрических составов (рис. 1) и спеченные на их основе пористые материалы. Спекание проводилось в электровакуумной печи марки СНВЭ – 1.31/16-И4. Для структурных исследований образцы шлифовались и полировались.



а б

Рис.1. РЭМ порошков TiNi марки ПВ-Н55Т45 крупной (а) и мелкой (б) фракций

Порошки и полученные пористые сплавы исследовались методом растровой микроскопии и рентгеноструктурного анализа на растровом электронном микроскопе Teskan

Mira 3 LM и на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 в Cu Kα излучении.

Установлено, что порошок TiNi крупной фракции (рис. 1 а) имеет типичную структуру, состоящую из частиц компактной и губчатой морфологии. В порошке мелкой фракции (рис. 1б) затрудненно выявление определённых типов частиц, а их размер варьируется в широком интервале. Методом энергодисперсионного микроанализа в порошке мелкой фракции, помимо Ti и Ni, установлено наличие O, N, Ca и Fe.

Сплав, полученный из порошка мелкой фракции имеет пористость 60 %. Рентгеноструктурный анализ показал наличие м матрице мелкопористого сплава фаз TiNi(B2), TiNi(B19'), Ti_2Ni и Ti_3Ni_4. Фазы, содержащие Fe и Ca, не обнаружены, что говорит о их незначительном содержании в порошке.В порошке крупной фракции установлено наличие Ti, Ni и небольшой доли O. Пористый сплав, полученный из порошка крупной фракции имеет пористость 66 %. Методом рентгеноструктурного анализа обнаружены фазы TiNi(B2), TiNi(B19'), Ti_3Ni_4 и Ti_2Ni. В процессе диффузионного спекания порошков происходит выравнивание химического состава. Несмотря на некоторую неоднородность химического состава порошка мелкой фракции и на морфологические различия с порошком крупной фракции, рентгеноструктурный анализ показал (рис. 2) сходство структурно-фазового состава полученных пористых сплавов. Объемная доля фаз для сплава, полученного из порошка крупной фракции, составило: TiNi(B2) – 58,4 %, Ti_2Ni – 12,3 %, Ti_3Ni_4 – 29,3 %. Для сплава, полученного из порошка мелкой фракции, объемная доля фаз: TiNi(B2) – 56,7 %, Ti_2Ni – 14,1 %, Ti_3Ni_4 – 29,2.

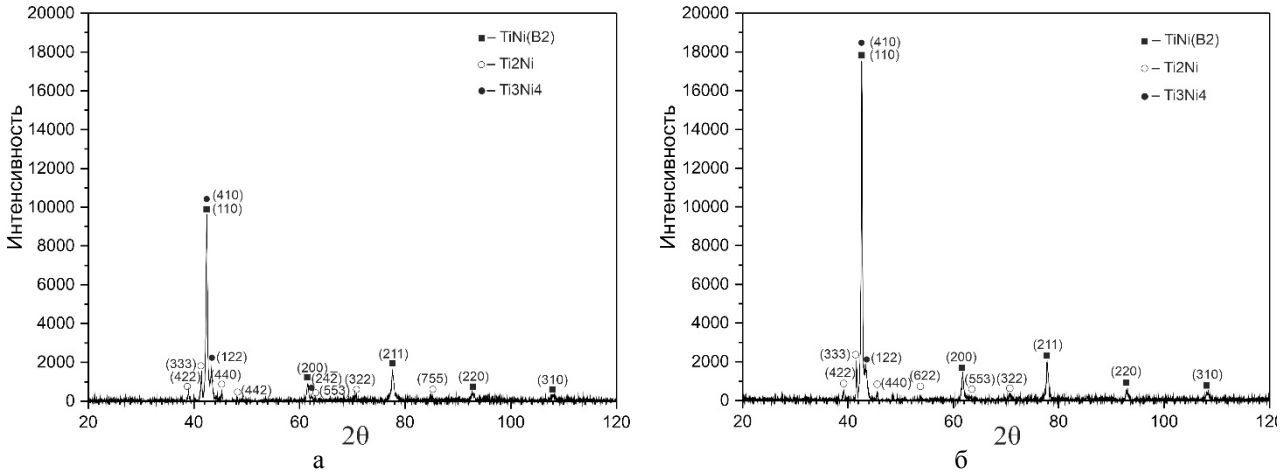


Рис. 2. Рентгенограммы пористых сплавов, полученных из порошков крупной (а) и мелкой (б) фракций

Полученные результаты показывают, что на структурно-фазовый состав спеченых пористых сплавов TiNi не оказывает значительного влияния гранулометрический состав порошков никелида титана. При этом морфологические особенности порошков определяют пористость получаемых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Российской Федерации.

1. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы. Том 1 / В.Э. Гюнтер и др. – Томск, Изд-во МИЦ. – 2011. – 534 с.
2. Особенности пористого никелида титана, полученного методом СВС / Ю. Ф. Ясенчук, Е.С. Марченко, С.В. Гюнтер и др. – Томск, Изд-во Томского государственного университета. – 2020. – 114 с.
3. Контактное плавление металлов и наноструктур на их основе / А.А. Ахкубеков, Т.А. Орквасов, В.А. Созаев. – Москва. Изд-во Физматлит. – 2008. – 152 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-085

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОГО НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti - 50,9 ат. % Ni ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЦИКЛИРОВАНИИ

[1]Гирсова С.Л., [1]Полетика Т.М., [1]Лотков А.И., [2]Кудряшов А.Н., [1]Гирсова Н.В.,
[3]Биттер С.М., [2]Требушат Д.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]ООО Ангиолайн, Кольцово
[3]Томский государственный университет, Томск

Основными требованиями к наноструктурным (НК) сплавам на основе TiNi, используемым в медицине, являются функциональная стабильность и долговечность при циклическом нагружении. НК сплавы на основе TiNi с неоднородной зёренно/субзёренной структурой, формирующейся после интенсивной холодной деформации и последеформационных отжигов, проявляют эффект сверхэластичности и отличаются высоким сопротивлением усталости. Цель исследований - получение новых данных о механизмах формирования деформационной структуры, изменения фазового состава сверхэластичного НК сплава на основе TiNi в процессе механоциклирования, а также их взаимосвязи с мартенситными превращениями.

В работе представлены результаты исследования структуры и деформационного поведения сверхэластичного НК сплава Ti - 50,9 ат. % Ni предназначенного для сердечно-сосудистых имплантатов. Исследовали образцы трубок с внешним диаметром 2,34 мм и толщиной стенок около 0,3 мм. Проводили низкотемпературное старение при 300°C, 1 час. Температуры мартенситных превращений (МП) составили: T_R = 22°C, M_S = -50°C, M_F = -130, A_S = -37°C, A_F = 14°C. Средний размер зёрен/субзёрен составляет 70 нм. Диаграммы «нагружение-разгрузка» при одноосном растяжении трубок получали при комнатной температуре со скоростью $4\times10^{-5}c^{-1}$ на испытательной машине LFM-125. Структуру изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на JEM2100 (JEOL).

ПЭМ-исследование показало, что после отжига при 300°C образцы сплава имеют смешанную структуру, включающую бездислокационные нанозёрна и области субмикронных и микронных размеров, состоящие из слаборазориентированных субзёрен размерами 30-80 нм. Старение развивается неоднородно по объему исследуемого материала. Так, в субзёренной структуре на дислокациях выделяются высокодисперсные когерентные частицы Ti_3Ni_4 размером 3-5 нм, Субструктура отличается равномерным распределением дислокаций, что характерно для ранних стадий распада стареющих сплавов. В нанозёрнах частицы Ti_3Ni_4 наблюдаются только при наличии в них дислокаций.

В процессе циклирования в субструктуре происходит увеличение плотности дислокаций и формирование ячеистой структуры с узлами, закрепленными частицами Ti_3Ni_4, что способствует упрочнению B2-аустенита и сохранению сверхэластичности. В условиях блокировки дислокаций частицами при увеличении числа циклов «нагружения-разгрузки» до 20 реализуются дополнительные механизмы деформации и переориентации кристаллической решетки – механическое B2-двойникование и формирование полос локализованной деформации (ПЛД). Установлено, что ПЛД дают картину микродифракции, характерную для B2-фазы. Анализ следов ПЛД показал их некристаллографический характер, что может быть связано с нанокристаллическим состоянием материала.

Установлено, что B2-двойникование и деформационное B2↔B19′ прямое + обратное МП в процессе циклирования приводит к фрагментации субзёренной структуры. При этом большеугловые нанозерна являются преимущественно препятствием для распространения мартенситных пластин, что сопровождается их переориентацией.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-086

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ НАПЛАВКИ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ, ПОЛУЧЕННОЙ ПУТЕМ ИМПУЛЬСНОЙ ПЕРЕПЛАВКИ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ W-Cr-Mo-Zr-Ti-Ta-Nb-Cu ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ В ЗАЩИТНОЙ СРЕДЕ АРГОНА

[1,2]Гриняев К.В., [1,2]Смирнов И.В., [1,2]Осипов Д.А., [1,2]Дитенберг И.А., [3]Князьков А.Ф., [3]Князьков С.А., [3]Гаврилин А.Н.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

С комплексным использованием методов рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии проведено изучение параметров зеренной структуры и фазового состава многокомпонентной наплавки на стальной подложке, полученной путем импульсной переплавки порошковой смеси W-Cr-Mo-Zr-Ti-Ta-Nb-Cu электрической дугой с неплавящимся электродом в защитной среде аргона. Выявлены основные фазы получаемого сплава и характер их объемного распределения. Посредством послойного микроиндентирования изучено изменение микротвердости по глубине наплавки. Проведено сопоставление значений микротвердости и параметров структурно-фазового состояния.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0008.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра пользования Национального исследовательского Томского государственного университета.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-087

СТРУКТУРА И СОСТАВ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ AlSiN+Ni+AlSiN, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Губайдулина Т.А., Дорофеева Т.И., Сергеев В.П., Калашников М.П., Журавлёв С.А., Воронов А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В промышленности детали машин и механизмов из конструкционных сталей и сплавов подвергаются коррозии особенно, если они эксплуатируются в агрессивной среде, что приводит к их разрушению. Поэтому требуется обеспечение дополнительной коррозионной защиты в виде покрытия. Наиболее часто такая защита заключается в нанесении на поверхность конструкций слоев покрытий на основе органических и неорганических материалов или металлов различными методами. Целью данной работы является получение и изучение трехслойного покрытия при использовании магнетронного метода распыления мишеней на основе Al-Si в вакуумной камере в аргонно-азотной газовой атмосфере.

Покрытие осаждали на полированные до шероховатости R_a = 0,08 мкм подложки из нержавеющей стали 08Х18Н10Т. При этом первым на подложку наносили слой на основе нитрида Al-Si-N, который обладал высокой адгезией к поверхности подложки, затем наносили слой никеля и далее третий – слой Al-Si-N. Известно, что нитридная керамика Al-Si-N характеризуются повышенной устойчивостью к растрескиванию и высокой термостабильностью [1], твердостью [2] и износостойкостью [3], поэтому введение в многослойное покрытие слоев этого материала позволит придать покрытиям высокие трибомеханические свойства [4], тогда как при введении прослойки Ni можно ожидать усиления коррозионной стойкости покрытия.

Концентрационные профили элементов Fe, Cr, Ni, Al по толщине h защитных покрытий, полученные методом микрорентгеноспектрального анализа на просвечивающем электронном микроскопе EVO 50 с приставкой для энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments представлены на рисунке 1. Усредненный по толщине элементный состав слоев полученного покрытия показан в таблице 1. Экспериментальная погрешность определения концентрации элементов равна 1,5 ат.%.

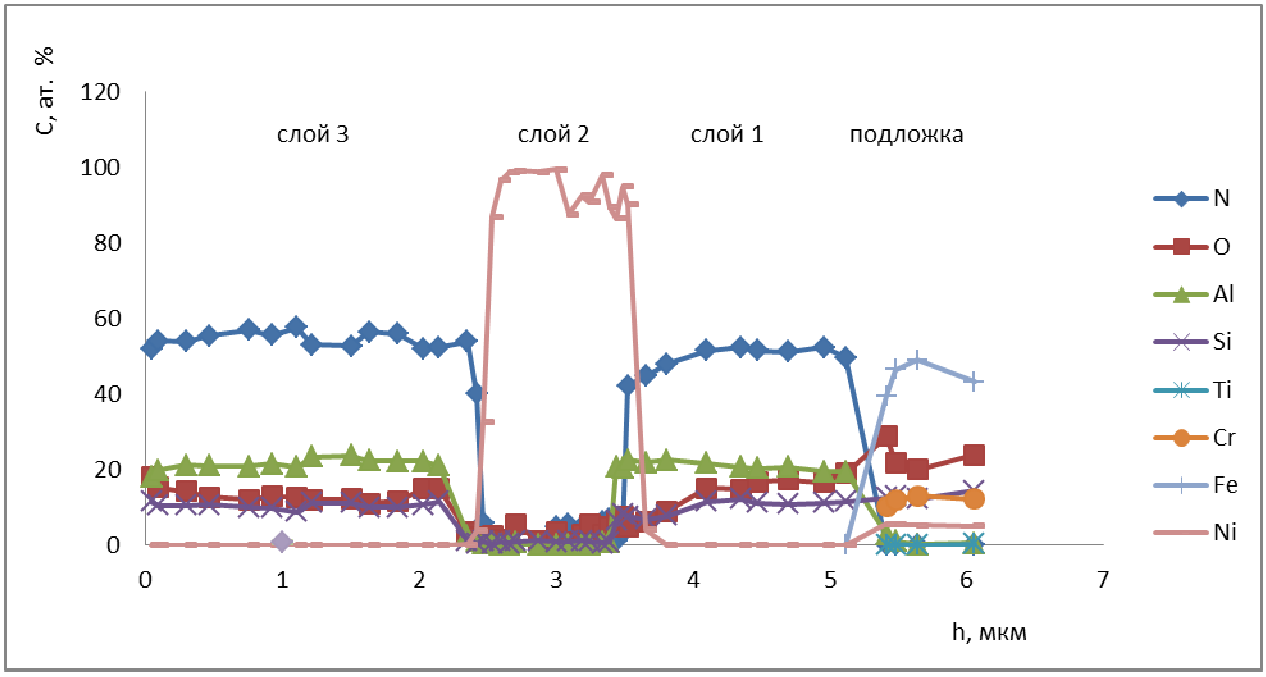


Рис.1. Концентрационные профили С элементов Al, Si, Ni, N, O по глубине h поверхностного слоя подложки из нержавеющей стали 08Х18Н10Т с трехслойным покрытием

Таблица 1. Среднее значение атомных концентраций элементов Al, Si, Ni, N, O в слоях покрытия.

№ слоя \ Элемент	Al (ат. %)	Si (ат. %)	Ni (ат. %)	N (ат. %)	O (ат. %)
1	15,5	13,5	-	52,4	18,5
2	3,8	1,3	86,8	6,4	1,6
3	21,4	10,6	-	54,5	13,5

Электронномикроскопические картины покрытия, полученные с помощью исследования фольг на приборе, приготовленных из поперечного сечения образцов с покрытием, указывают на столбчатую кристаллическую структуру каждого из слоев. Хорошо визуализируется мелкокристаллическая структура у никелевого слоя с размерами кристаллитов от 100 нм до 0,5 мкм, длина кристаллитов распространяется на всю толщину слоя до 1,5мкм. У слоя Al-Si-N наблюдается нанокристаллическая столбчатая структура с размерами кристаллов от 10 до 40 нм толщиной и длиной до 350 нм. Микродифракционная картина 1-го и 3-го слоев Al-Si-N свидетельствует о наличии фазы AlN с ГПУ решеткой в их составе.

Таким образом, методом магнетронного распыления мишеней на основе Al-Si в вакуумной камере в аргонно-азотной газовой атмосфере получены многослойные покрытия, AlSiN+Ni+AlSiN. Суммарная толщина покрытия 5 мкм в равной степени приходится на никель и нитриды AlSiN. Многослойная структура этих покрытий позволяет сочетать свойства каждого слоя, а именно наличие нитрида алюминия-кремния и никеля. Покрытия такого класса могут эффективно защищать конструкционные стали и сплавы от коррозии в условиях воздействия агрессивных сред и в экстремальных условиях эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

1. Chang C.-L., Huang C.-S. Effect of bias voltage on microstructure, mechanical and wear properties of Al-Si-N coatings deposited by cathodic arc evaporation, Thin Solid Films 519, 4923–4927 (2011).
2. Liu H., Tang W., Hui D., Lu F. Characterization of (Al, Si)N films deposited by balanced magnetron sputtering // Thin Solid Films. 2009. V. 517. P. 5988–5993.
3. Chang C.-L., Huang C.-S. Effect of bias voltage on microstructure, mechanical and wear properties of Al-Si-N coatings deposited by cathodic arc evaporation // Thin Solid Films. 2011. V. 519. P. 4923–4927.
4. Sergeev V.P., Panin V.E., Rizakhanov R.N., et al. Thermal Cycle Durability of Heat-Shielding Coatings on the Basis of Zr-Y-O/Si-Al-N under Ion Treatment of Copper Substrates // Advanced Materials Research 2014. V.880. P. 146–150.
5. Li Jiang, Junaid Ali Syed, Yangzhi Gao, Hongbin Lu, Xiangkang Meng, Electrodeposition of Ni(OH)2 reinforced polyaniline coating for corrosion protection of 304 stainless steel, Applied Surface Science, Volume 440, 2018, 1011-1021.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-088

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Монокристаллические либо направленно кристаллизованные жаропрочные сплавы на основе никеля обладают отличной длительной прочностью, сопротивлением к высокотемпературной ползучести и коррозии. Превосходные свойства данного класса сплавов обусловлены микроструктурой, состоящей из двух когерентных фаз: γ - твердый раствор на основе бинарной системы (Ni-Al) и вторичной упорядоченной γ' на основе интерметаллидного соединеиния Ni_3Al, а также отсутствием границ зерен. Последнее условие достигается за счет технологии направленной кристаллизации, реализуемой такими методами, как Бриджмена-Стокбаргера, выращиванием на монокристаллической затравке и отбором зерен. Данные подходы являются дорогостоящими и многоэтапными, что требует контроля большего количества технологических процессов. Перспективной альтернативой являются аддитивные технологии или 3D-печать.

Проволочная электронно-лучевая аддитивная технология – это метод послойного формирования изделия путем подачи филамента (проволоки или прутка) в фокус электронного пучка. Данная технология подходит для формирования объемных крупногабаритных изделий из жаропрочных сплавов на основе никеля. Одно из преимуществ сочетания подобных технологии и материала – это наличие высоких однонаправленных температурных градиентов при кристаллизации. Данное преимущество реализуется в формировании в аддитивном изделии мелкодендритной направленной структуры (свойственной изделиям, полученным по технологии направленной кристаллизации), что позволяет уменьшить время термообработок или вообще избавиться от них [1].

Несмотря на то, что аддитивный процесс содержит меньше технологических этапов, он всё еще имеет значительное количество различных факторов. К основным технологическим факторам относят: мощность теплового источника (ток и ускоряющее напряжение в случае электронного пучка); скорость перемещение рабочего стола, на котором происходит формирование изделия; скорость подачи исходного материала; наличие подогрева или охлаждения подложки; стратегия сканирования (траектория, частота, развертка и скорость перемещения теплового источника). Неверный подбор технологических параметров может привести к появлению дефектов в финальном изделии. Наиболее часто встречающиеся дефекты в аддитивных изделиях – это кристаллизационные и ликвационные трещины; пористость; нарушение заданной геометрии; изгиб подложки (в случае применения разнородных материалов), приводящий к растрескиванию аддитивного изделия; наличие дендритной либо зёренной ликвации химических элементов. Также к дефектам направленно кристаллизованных изделий относится область перехода от направленных структур к равноосным и появление разориентированных зерен.

Как было сказано выше при формировании направленных либо монокристаллических изделий зачастую применяют монокристаллические затравки. Данная тенденция наблюдается и в аддитивных технологиях [2], когда в качестве подложки используют аналогичный монокристаллический материал. Однако ранее было показано [3], что условия локальной металлургии (малые размеры ванны расплава, высокие температурные градиенты и скорости охлаждения) реализуемые в аддитивном производстве позволяют добиться направленного роста структур при формировании изделия на подложке из чужеродного, но изоморфного материала.

При формировании изделия из прутков жаропрочного сплава ЖС6У на подложке из проката нержавеющей стали 12Х18Н9, структура конечного изделия представлена ориентированными колониями дендритов, растущими в направлении аддитивного

выращивания с наклоном в сторону движения электронного пучка. Вследствие переплавления уже нанесенных слоев и периодического термического воздействия дендриты растут эпитаксиально через слои. На рисунке 1 видно, что изначальная структура подложки не оказывает влияния на направление роста структур аддитивного изделия. Из структуры подложки, переплавленной после нанесения первого слоя никелевого сплава, хорошо видно, что также происходит рост дендритов стали в направлении аддитивного выращивания с наклоном в сторону движения электронного пучка.

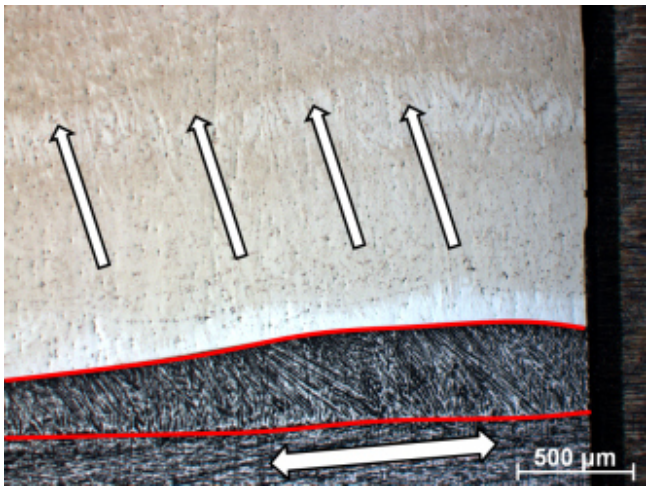


Рис. 1. Никелевый сплав ЖС6У аддитивно выращенный на стальной подложке. Стрелки показывают направление роста дендритов в аддитивном изделии и проката в стальной подложке. Движение электронного пучка в процессе формирования изделия осуществлялось справа на лево. Красным показаны границы зоны переплава подложки

Установлено, что при погонной энергии [4] 0,30 – 0,68 кДж/мм в изделии формируются трещины, расположенные по границам дендритных колоний. Также при данных условиях на поверхности всего изделия наблюдаются равноосные структуры. Повышение погонной энергии до 0,90 – 2,25 кДж/мм позволяет добиться формирования бездефектного изделия, на последнем слое которого отсутствуют равноосные структуры, т.к. происходит строго горизонтальный рост дендритов (перпендикулярный направлению аддитивного выращивания). Кроме того, особенностью формирование структуры является эффект укрупнения дендритов в приповерхностных областях, что свидетельствует о возрастающем влиянии радиационной составляющей отвода тепла от ванны расплава.

Несмотря на то, что в структуре материала аддитивного изделия присутствуют разориентированные колонии дендритов, расстояния между осями дендритов свидетельствуют о достижении температурных градиентов сопоставимыми с таковыми при направленной кристаллизации жаропрочных сплавов современными подходами. Применение проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии для направленной кристаллизации изделий из жаропрочных сплавов является перспективным методом. Однако, требует дальнейшей оптимизации и более строго контроля формирования структур.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

1. Shubham Chandra, Xipeng Tan, R. Lakshmi Narayan, et al. A generalised hot cracking criterion for nickel-based superalloys additively manufactured by electron beam melting // Additive Manufacturing 37 (2021) 101633.
2. Shiwei Ci, Jingjing Liang, Jinguo Li, et al. Microstructure and stress-rupture property of DD32 nickel-based single crystal superalloy fabricated by additive manufacturing // Journal of Alloys and Compounds 854 (2021) 157180.
3. S. V. Fortuna, D. A. Gurianov, K. N. Kalashnikov, et al. Directional solidification of a nickel-based superalloy product structure fabricated on stainless steel substrate by electron beam additive manufacturing // Metallurgical and Materials Transactions A volume 52 (2021) pages 857–870.
4 ГОСТ Р ИСО 857-1-2009Сварка и родственные процессы. Словарь. Часть 1 Процессы сварки металлов. Термины и определения.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-089

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦАХ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ В УСЛОВИЯХ ЗАДАНИЯ ОБРАЗЦАМ НЕУПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СОСТОЯНИИ B2-ФАЗЫ

Гусаренко А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) интересны из-за своих неупругих свойств – эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, которые являются результатом мартенситных превращений из высокотемпературной кубической B2-фазы в ромбоэдрическую R (при температуре T_R) и/или моноклинную B19′ (образуется в интервале температур от M_H до M_K) мартенситных фаз. В данной работе представлены результаты исследования закономерностей изменения неупругой деформации в крупнозернистых образцах сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%) при задании образцам деформации кручения в состоянии высокотемпературной B2-фазы. В работе были исследованы крупнозернистые образцы сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%), средний размер зерен 53±11 мкм. При охлаждении и нагреве образцы исследованных сплавов испытывали мартенситное превращение (МП) B2↔B19′. Температуры начала и конца МП в фазу B19′ составляли M_H=252К и M_K=223К, а температуры начала и конца обратного МП в B2 фазу – A_H=258К и A_K=273К.

Неупругую и пластическую деформации задавали методом кручения образцов на установке типа обратного крутильного маятника. Заданная в процессе изотермического нагружения деформация (γ_t), включает неупругую ($\gamma_{СНД}$) и пластическую ($\gamma_{гр}$) деформацию. Неупругая деформация ($\gamma_{СНД}$) является суммой величин эффектов сверхэластичности ($\gamma_{СЭ}$) и памяти формы ($\gamma_{ЭПФ}$): $\gamma_{СНД}=\gamma_{СЭ}+\gamma_{ЭПФ}$. Величину сверхэластичности определяли как величину возврата неупругой деформации (в том числе малой деформации Гука) в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» при деформировании образцов кручением. Величина эффекта памяти формы равна возврату неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов до температуры 480К. Накопленная при данной γ_t пластическая деформация ($\gamma_{гр}$) соответствует остаточной деформации при 480К. В каждом последующем цикле γ_t увеличивалась (вплоть до разрушения образцов).

Обнаружено, что максимальная величина суммарной неупругой деформации кручения, которая была достигнута в работе, составляет 18% и наблюдается при развитой пластической деформации около 12% (при общей заданной образцам деформации 30%). Показано, что при температуре изотермических циклов «нагружение-разгрузка» A_K+8К при задании образцам деформации 4% наблюдается эффект сверхэластичности, а при увеличении заданной деформации кручения ярко проявляется эффект памяти формы. Предположено, что стабилизация фазы B19′ в разгруженных образцах обусловлена появлением дислокаций при деформировании вследствие высоких внутренних напряжений на межфазных границах B2 фазы и мартенситной фазы при МП. Яркое проявление эффекта сверхэластичности наблюдали в интервале температур от 299К до 315К.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-090

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 С ВВЕДЕНИЕМ В ОБЪЕМ МАТЕРИАЛА ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ

[1]Гусарова А.В., [2]Добровольский А.Р., [1]Зыкова А.П., [1]Чумаевский А.В., [1]Иванов А.Н., [1]Белобородов В.А., [1]Соколов П.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Упрочнение поверхностных слоёв алюминиевых сплавов для повышения износостойкости является актуальной задачей в современной научной и промышленной сферах. Одним из методов, позволяющих получать упроченные поверхностные структуры с введением в объем металла различных фаз, является фрикционная перемешивающая обработка. С применением фрикционной перемешивающей обработки посредством введения в обрабатываемый материал порошковых частиц возможно формирования композиционных материалов с металлической матрицей и упрочнением на основе интерметаллидных фаз, металлов, оксидов, карбидов, нитридов, твердых растворов и т.д. В результате возможно сочетание в одном изделии легкого, пластичного и прочного основания и упрочненного износостойкого поверхностного слоя. Добавление при обработке различных упрочняющих частиц на основе интерметаллидных фаз возможно, как в готовом виде, так и с образованием in situ в процессе обработки за счет реакции материала вводимого порошка и металлической алюминиевой матрицы. При этом, частицы, сформированные непосредственно в процессе обработки, в основном имеют лучшую связь с матрицей, чем частицы, введенные уже в готовом виде, за счет образования переходных слоёв и более плавного структурного градиента. Данная особенность обуславливает повышенный интерес именно к in situ композиционным материалам, получаемым методом фрикционной перемешивающей обработки. Настоящая работа направлена на получение композиционных материалов на основе алюминиево-магниевого сплава АМг6 путем введения порошковых частиц меди и медных сплавов при фрикционной перемешивающей обработке. Композиционные материалы получали на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН. В качестве упрочняющих материалов были использованы порошки чистой меди марки М1 и медных сплавов состава Cu50Zn50, Cu80Zn20, Cu63Zn37 и Cu64Zn21Ni15. Объемная доля вводимых в зону перемешивания порошков составляла от 1,5%, 3%, 5%, 15% и 30% для меди марки М1 и 5% для медных сплавов. Обработку проводили инструментом с винтовым пином на глубину 3 мм. В процессе получения образцов подбирали параметры обработки (усилие нормального давления, скорость вращения инструмента) и проводили анализ структурного отклика материала (усилие сопротивления продольному перемещению инструмента, момент на валу двигателя). Для более равномерного распределения упрочняющих частиц в объеме зоны перемешивания обработку проводили до четырех последовательных проходов инструментом по одной области. После получения образцов проводили механические испытания и структурные исследования образцов, вырезанных из зоны перемешивания. Анализ распределения упрочняющих частиц в материале проводили с использованием рентгеновского томографа. Проведенные работы по получению образцов показывают, что при введении в материал меди и медных сплавов требуется коррекция параметров процесса относительно обработки чистого сплава АМг6 (нагрузка на инструмент - 1350 кг, скорость вращения инструмента - 500 об/мин, подача - 90 мм/мин). При этом, за счет интенсивных структурно-фазовых взаимодействий при внедрении меди необходимо снижение давления на инструмент, а при внедрении латуней, за счет проявления эффекта контактного плавления - увеличение нагрузки на инструмент.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-091

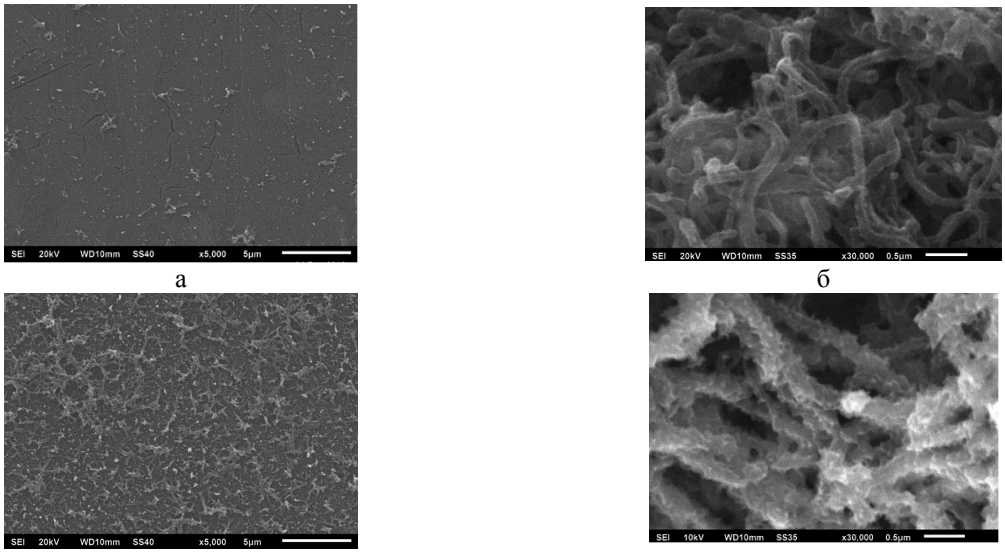
ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ПОЛИАНИЛИНА, СИНТЕЗИРОВАННОГО НА ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ АРГОНА

Давлеткильдеев Н.А., Лобов И.А., Соколов Д.В.
Омский научный центр СО РАН, Омск

Композиты полианилина (ПАНИ) с углеродными нанотрубками (УНТ) широко исследуются с целью их применения в различных приложениях. Морфология и свойства композита определяются характеристиками используемых УНТ. Управление характеристиками УНТ возможно посредством модификации их структуры ионным облучением. Ранее было показано [1], что облучение ионами аргона (Ar^+) приводит к формированию протяженных дефектов и искривлению внешних стенок УНТ. Указанные изменения структуры УНТ приводят к специфическим изменениям морфологии слоя ПАНИ на УНТ. Для изучения механизмов взаимодействия ПАНИ с Ar^+-облучёнными УНТ был проведен синтез ПАНИ на модельном объекте с идентичной УНТ структурой – высокоориентированном пиролитическом графите (ВОПГ).

Многостенные УНТ и ВОПГ были облучены Ar^+ с энергией 5 кэВ и дозой 10^{16} $см^{-2}$. ПАНИ синтезировался методом in-situ химической окислительной полимеризации анилина в присутствии углеродных материалов. Морфология слоев ПАНИ на УНТ и ВОПГ исследовалась с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ).

На рис. 1 показаны СЭМ изображения слоев ПАНИ на исходных и Ar^+-облучённых ВОПГ и УНТ. На поверхности исходного ВОПГ формируется гладкий, почти однородный слой ПАНИ, повторяющий морфологию поверхности ВОПГ (рис. 1а). Аналогичная морфология ПАНИ наблюдается и на исходных УНТ (рис. 1б). Из-за схожей химической структуры полимеризация анилина на данных материалах, как правило, происходит вдоль графеновых плоскостей, что и определяет гладкую морфологию слоя ПАНИ. Поверхность Ar^+-облученного ВОПГ устлана сеткой из волокон ПАНИ различной длины (рис. 1в), а на Ar^+-облученных МУНТ формируется слой ПАНИ с развитой шипообразной морфологией. При облучении Ar^+ в графеновом слое ВОПГ и УНТ формируются протяженные дефекты, которые, вероятно, являются центрами роста полимера вне графеновой плоскости.



а б в г

Рис. 1. СЭМ изображения слоев ПАНИ на ВОПГ (а), на УНТ (б), на Ar^+-ВОПГ (в), на Ar^+-УНТ (г)

Работа выполнена в рамках государственного задания ОНЦ СО РАН (номер госрегистрации проекта 121021600004-7).

1. Князев Е.В. и др. Структура и электрофизические свойства многостенных углеродных нанотрубок, подвергнутых облучению ионами аргона // Физика твердого тела. 2019. Т. 61. № 3. С. 564–570.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-092

ВЛИЯНИЕ ТУГОПЛАВКИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ

[1]Давыдов Д.И., [1]Казанцева Н.В., [1]Ежов И.В., [2]Попов Н.А.
[1]Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург
[2]Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

После открытия в 2006 году возможности упрочнения жаропрочных сплавов на основе кобальта за счёт выделения в твердом растворе на основе кобальта упрочняющей интерметаллидной фазы активно ведется поиск новых систем со схожей структурой. В качестве альтернативы никелевым интерметаллидным сплавам сейчас рассматривают жаропрочные кобальтовые сплавы нового поколения на основе интерметаллида $Co_3(Al,W)$. Они имеют схожую структуру с традиционными никелевыми сплавами, в которых упрочнение происходит за счет выделения интерметаллидной фазы [1]. В жаропрочных кобальтовых сплавах, кроме твердого раствора на основе ГЦК кобальта (γ-фаза) и упрочняющей γ′-фазы на основе интерметаллида $Co_3(Al,W)$, могут присутствовать различные интерметаллидные фазы [2]. В настоящее время идет поиск легирующих элементов, способствующих увеличению концентрационной и температурной стабильности интерметаллида в других системах с тугоплавкими элементами, способными заменить вольфрам. В качестве системе в настоящей работы используются Co-Al-Mo-Nb, в которой обнаружена похожая структура [3].

Образование γ′фазы с кубойдной морфологией обнаружено в сплаве Co-10Al-5Mo-2Nb[3]. В сплаве Co-10Al-5Mo-2Nb молибден и ниобий замещают вольфрам в упорядоченной интерметаллидной фазе $Co_3(Al, Mo, Nb)$. Однако, согласно литературным данным, образование упорядоченной фазы со структурой $L1_2$ происходит только для одного состава сплава. В литературе отсутствуют данные о влиянии содержания тугоплавких элементов (Nb и Mo) на область гомогенности γ′фазы.

В работе проведено исследование сплавов системы Co-Al-Mo-Nb, изучено влияния ниобия и молибдена на структуру и фазовый состав сплавов, а также на область существования γ' –фазы. Химический состав сплавов приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов

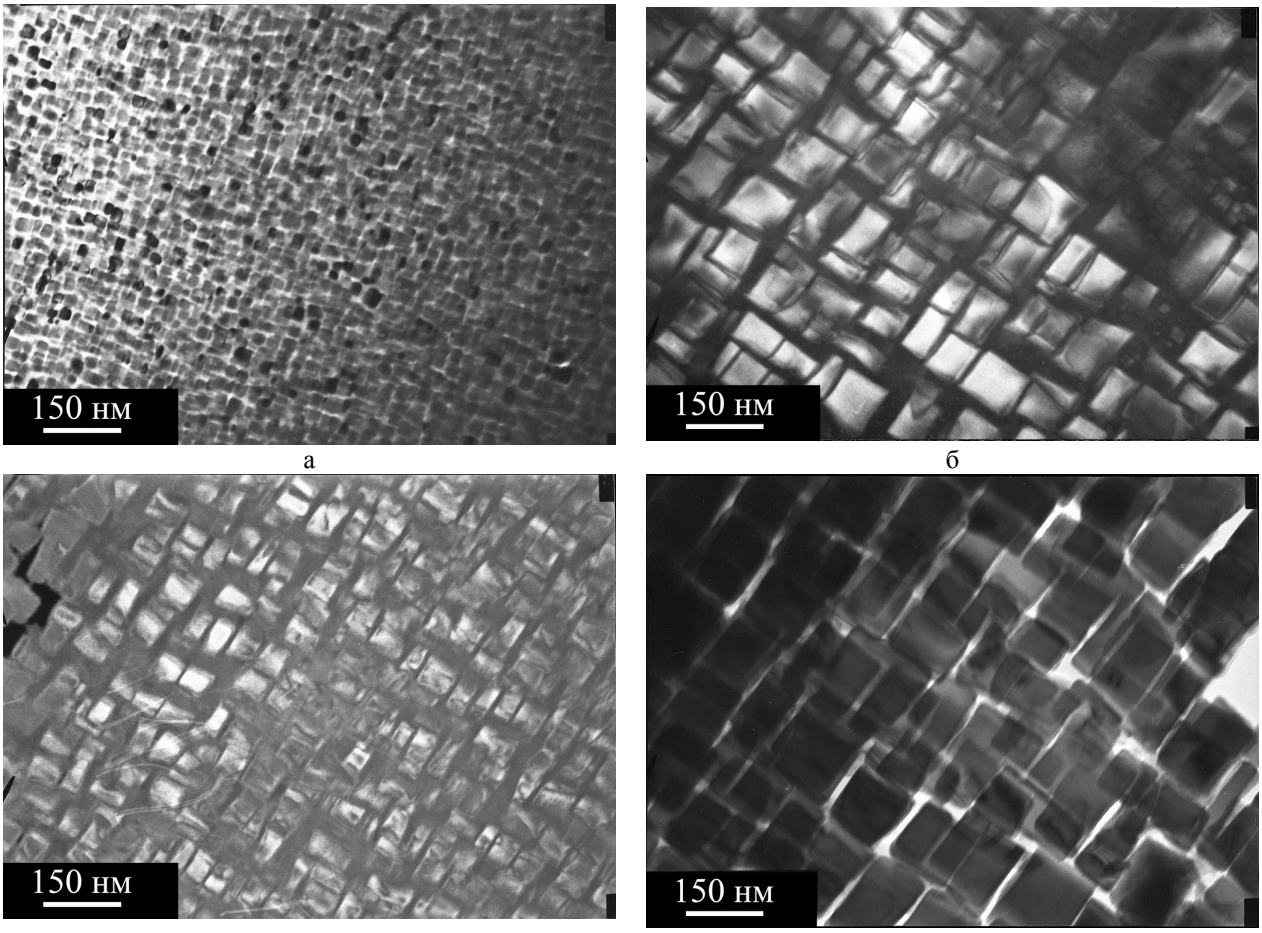
Номер образца	Al, ат. %	Mo, ат. %	Nb, ат. %	Co, ат. %
1	9,86	4,77	2,08	83,29
2	9,46	2,9	4	83,64
3	8,9	6,5	9,3	75,3
4	9,1	5,2	4,7	81

Сплавы получены в дуговой вакуумной печи в атмосфере гелия, после четырехкратного переплава с разливкой в изложницу. Исходно литые образцы подвергались гомогенизирующему отжигу при температуре 1250°С в течение 25 ч. с последующим охлаждением с печью. Исследования микроструктуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-200CX и растрового электронного микроскопа (РЭМ) JSM 6490 с приставками для энергодисперсионного и волнового микроанализа Oxford Inca.

Структура исследованных сплавов представляет собой кубойдные выделения γ′-фазы с тонкими прослойками твердого раствора на основе кобальта (рис. 1). Размер γ′-кубоидов в сплаве зависит от содержания молибдена и ниобия. Во всех исследованных сплавах наблюдается появление упорядоченный кубойдной структуры, которая имеет разные размеры от 20 нм в сплаве 1 до 150 нм в сплаве 2.

Размер выделений γ′-фазы увеличивается с увеличением содержания ниобия в сплаве. Содержание молибдена оказывает влияние на морфологию частиц упрочняющей фазы.

Увеличение содержания молибдена в сплаве приводит к уменьшению доли γ′-фазы. Прослойки твердого раствора на основе кобальта становятся более объёмными и занимают большую площадь в сплаве 3. С увеличением тугоплавких элементов в сплаве изменяется форма частиц γ′-фазы от округлой в сплаве 1 до кубойдной во всех остальных сплавах.



а б в г

Рис. 1. Структура γ' - фазы в сплавах системы Co-Al-Mo-Nb. сплав 1 (а), сплав 2 (б), сплав 3 (в), сплав 4 (г)

Наличие большего количества тугоплавких элементов приводит к образованию различных других фаз в сплавах. Кобальт образует с молибденом и ниобием множество интерметаллических соединений. Например, в сплавах наблюдается фаза Лавеса Co_2Nb, а также интерметаллид DO_{19} $Co_3(Mo,Nb)$ и μ-фаза Co_6W_7. Наличие таких фаз приводит к обеднению γ′-фазы и твердого раствора тугоплавкими элементами и также влияет на морфологию частиц упрочняющей фазы.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № АААА-А18-118020190104-3) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-33-70221).

1. Sato J., Omori T., Oikawa K., Ohnuma I., Kainuma R., Ishida K. Cobalt-base high-temperature alloys // Science. 2006. V. 7. P. 90–91.
2. Kazantseva N.V., Demakov S.L., Yurovskikh A.S., Stepanova N.N., Vinogradova N.I., Davydov D.I., Lepikhin S.V. Phase diagram of the Co-Al-W system. Structure and phase transformations near the Co3(Al, W) intermetallic composition range // Physics of Metals and Metallography. 2016. V. 117. Is. 7. P. 701-709.
3. Makineni S.K., Nithin B., Chattopadhyay K. A new tungsten-free γ–γ′ Co–Al–Mo–Nb-based superalloy //Scripta Materialia. 2015. V. 98. P. 36–39.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-093

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА Ti/(ZrB_2-SiC)

[1,2]Дегтярева Е.В., [2]Бурлаченко А.Г., [2]Буяков А.С., [1]Ваулина О.Ю., [1,2]Дедова Е.С., [1,2]Буякова С.П.

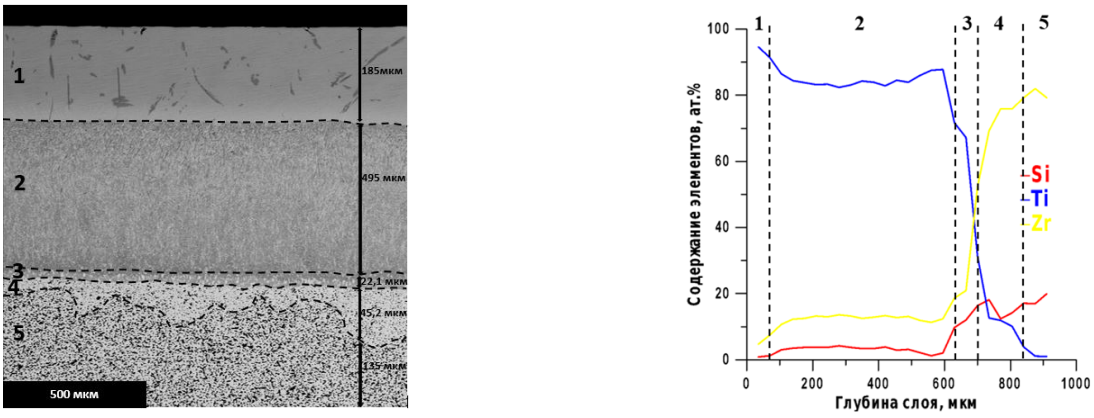
[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Температуры плавления некоторых видов керамик существенно превосходит таковые у металлов, что ставит их в приоритетное положение с точки зрения использования в условиях высоких температур. Однако имманентная хрупкость керамик значительно ограничивает их применение в термонагруженных элементах конструкций. Противостоять разрушению керамик возможно посредством создания слоистой структуры с плавным изменением механических свойств или химического состава по объему. Научный и практический интерес вызывают слоистые материалы с чередующимися слоями твердой керамики и вязкого металлического слоя. Слоистые металлокерамические композиты характеризуются высокой ударной вязкостью. Целью настоящей работы стало получение слоистого композита Ti/(ZrB_2–SiC) и исследование его микроструктуры.

Материалом для исследований служил слоистый металлокерамический композиционный материал Ti/(ZrB_2–SiC). Образцы металлокерамического композита получены диффузионной сваркой пластин керамики и титана с выдержкой под давлением 35 МПа в течение 15 минут при температуре 1350 °С в атмосфере аргона. Структура композита исследована на растровом электронном микроскопе Vega Tescan 3, элементный анализ проводился на безазотном ADD детекторе Inca x-ACT.

На рисунке 1 представлена микроструктура поперечного сечения слоистого композиционного материала Ti/(ZrB_2 – SiC) и распределение химических элементов по объему образца. Видно, что при взаимодействии титановой и керамической пластин сформировалась сложная структура, в которой различимы пять слоев. На снимке верхний и нижний слои Ti и ZrB_2–SiC соответственно. Промежуточные слои 2 - 4 представляют собой смесь Ti, Zr и B, по мере углубления к центру образца атомное содержание атомов Ti уменьшалось. Фазовый состав этих слоев представлен фазами ZrB_2, SiC, α-Ti и Ti_3SiC_2. Ti_3SiC_2 имеет наименьшую из присутствующих фаз температуру плавления (1400 °С). Неровная граница между четвертым и пятым слоями может быть результатом затекания при оплавлении легкоплавкой фазы Ti_3SiC_2 в пористый керамический каркас.



а б

Рис. 1. Микроструктура (а) и распределение элементов в слоистом композиционном материале Ti/(ZrB_2 – SiC) (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009. Авторы признательны А.А. Нейману за помощь в проведении исследований на приборе LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН (ЦКП ТНЦ СО РАН).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-094

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ С ДОБАВЛЕНИЕМ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

[1]Дедова Е.С., [2]Ван Д., [1]Бурлаченко А.Г., [1]Мировой Ю.А., [1]Буяков А.С., [1]Буякова С.П.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Высокотемпературная керамика на основе твердых растворов переходных металлов IV-VI групп вызывает значительный научный и практический интерес вследствие превосходной комбинации таких свойств, как высокие механические свойства, низкая теплопроводность, способность работать при температурах выше 2000 ^{o}C без значительной деградации свойств. Среди основных трудностей работы с данным классом керамики следует выделить плохую спекаемость, обусловленную высокой температуры плавления исходных карбидов, а также имманентную хрупкость, существенно ограничивающую область применения керамики. Известно, что введение вторичной фазы в матрицу материала позволяет увеличить вязкость разрушения. На сегодняшний день в литературе встречается противоречивая информация касательно влияния CNT на микроструктуру, механические свойства и вязкость разрушения керамики.

Целью данной работы являлось изучения влияния углеродных нанотрубок на микроструктуру и свойства керамики, стабилизированной энтропией.

Материалами для исследований служили керамические твердые растворы (Hf,Zr,Nb)C с содержанием углеродных нанотрубок 0 и 5 об %. Керамические материалы были получены спеканием под давлением при температуре 1900 ^{o}C с изотермической выдержкой в течение 30 минут в среде аргона. Фазовый состав керамик был определен методом рентгеновской дифракции. Структура материалов исследована на растровом электронном микроскопе Vega Tescan. Пористость (θ) керамических материалов определялась точечным анализом по изображениям микроструктуры керамик. Твердость керамики была измерена индентированием пирамиды Берковича. Коэффициент интенсивности напряжений (K_{IC}) рассчитывался по суммарной длине трещин от отпечатка индентора.

Фазовый состав исследуемых керамических материалов был представлен монофазным твердым раствором замещения с ГЦК решеткой.

Введение углеродных нанотрубок в керамическую матрицу привело к росту пористости. Так, остаточная пористость на полированной поверхности керамики (Hf,Zr,Nb)C была равна 13 %, θ = 20 % для (Hf,Zr,Nb)C–CNT. Вероятно, увеличение пористости обусловлено присутствием включений, являющимися препятствия диффузионного транспорта ионов керамической матрицы, а также неравномерным расположением нанотрубок в матрице.

Твердость керамики (Hf,Zr,Nb)C составила 34±2 ГПа, коэффициент интенсивности напряжений составил 4,2±0,5 МПа·м$^{1/2}$. Введение CNT в керамику не оказало значительного влияние на твердость, однако привело к росту трещиностойкости. Так, вязкость разрушения составила 5,1±0,3 МПа·м$^{1/2}$ для композита (Hf,Zr,Nb)C–CNT.

Работа проводилась в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-095

ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ УВЕЛИЧЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ

[1,2]Дитенберг И.А., [1,2]Тюменцев А.Н., [1,2]Смирнов И.В., [1,2]Гриняев К.В., [1,2]Пинжин Ю.П., [3]Потапенко М.М., [3]Чернов В.М.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[3]ОАО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара", Москва

Проведено сопоставление влияния различных режимов термомеханических и химико-термических обработок на особенности структурно-фазового состояния и характеристики механических свойств малоактивируемых ванадиевых сплавов различного состава. Проанализированы основные механизмы упрочнения в интервале предполагаемых температур эксплуатации. Выявлены факторы, определяющие эффективность модификации зеренной и гетерофазной структуры этих сплавов. Продемонстрирована возможность кратного повышения кратковременной прочности при комнатной и повышенной температурах, а также расширение в сторону высоких температур интервала термической стабильности разрабатываемых ванадиевых сплавов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0008.

Исследования проведены с использованием научного оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-096

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ Al-Si-Re-N/Ni/Al-Si-Re-N НАНЕСЕННЫМ МАГНЕТРОННЫМ МЕТОДОМ НА НЕРЖАВЕЮЩУЮ СТАЛЬ

Дорофеева Т.И., Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Воронов А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Нержавеющая сталь широко применяется в качестве конструкционного материала в различных областях промышленности. Расширить сферу применения или придать изделиям из нержавеющей стали дополнительных физико-механических свойств возможно посредством нанесения покрытий. Многослойные покрытия позволяют конечному материалу выгодно сочетать свойства каждого из слоев, а также способны оказать влияние на приобретение ряда дополнительных свойств. Формирование многослойных покрытий может быть осуществлено различными способами [1-3]. Перспективность магнетронного напыления обусловлена возможностью с высокой повторяемостью формировать на поверхности материала пленки заданного состава, качества и толщины.

Целью данной работы является создание многослойных многокомпонентных покрытий Al-Si-Re-N/Ni/Al-Si-Re-N на нержавеющей стали, используя магнетронный метод осаждения, а также исследование структурно-фазового состава полученных покрытий.

В качестве образцов – нержавеющая сталь марки 08Х18Н10Т. Покрытие формируется магнетронным напылением в три этапа с использованием биполярного источника питания. Сначала с использованием мишени Al-Si-Re в атмосфере азота напыляется слой Al-Si-Re-N (~ 2мкм), далее – слой металлического никеля (~ 2мкм), потом снова слой Al-Si-Re-N (~ 2мкм).

При проведении рентгеноструктурного анализа в режиме прямой съемки обнаружено, что кривая от образца с покрытием Al-Si-Re-N/Ni/Al-Si-Re-N практически полностью совпадает с кривой, полученной на образце без покрытия (рис. 1), поскольку покрытие не имеет достаточной толщины. В режиме скользящего падения под углом 3° на кривой наблюдаются новые сигналы, которые соответствуют AlN с ГПУ решеткой и Si_3N_4. Сигнал на кривой 3 вблизи 2θ = 52 град соответствует металлическому никелю с кубической гранецентрированной решёткой, он также хорошо идентифицируется и на кривых 1 и 2, поскольку в нержавеющей стали также присутствует металлический никель.

Таким образом, в данной работе были получены многослойные многокомпонентные покрытия Al-Si-Re-N/Ni/Al-Si-Re-N. Был исследован состав и структура слоев, входящих в состав покрытия и характеризующихся многоуровневой структурой. Были сделаны предварительные коррозионные испытания полученных покрытий и выявлено увеличение коррозионной стойкости покрытий по сравнению с исходным материалом.

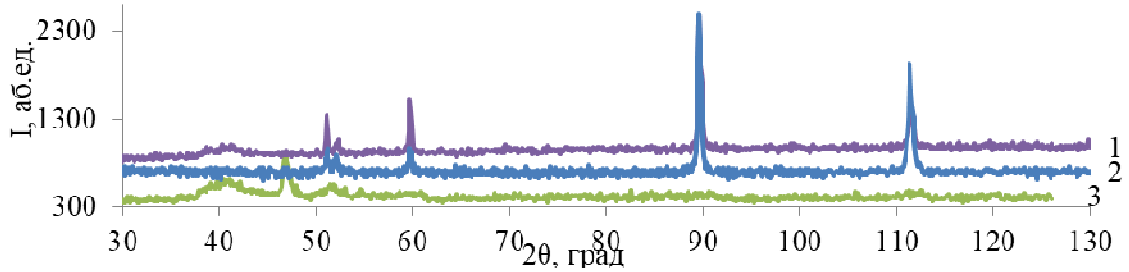


Рис. 1. Дифрактограммы, полученные на образцах: 1 - покрытие Al-Si-Re-N/Ni/Al-Si-Re-N (прямая съемка), 2 – нержавеющая сталь без покрытия, 3 – покрытие Al-Si-Re-N/Ni/Al-Si-Re-N (съемка под углом 3°)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

1. M.S. Dorofeeva, et al Thermo-barrier Nanostructure Microplasma Coatings of ZrO2 // IOP Conference Series: Journal of Physics. 2018. V. 1115 P. 032067 (1 – 5). doi:10.1088/1742-6596/1115/3/032067.
2. Guizhi Wu, et al. Tribological behavior of Ti-Al-Si-C-N hard coatings deposited by hybrid arc-enhanced magnetron sputtering // Journal of Vacuum Science and Technology. A 30. P. 021501 (2012). doi:10.1116/1.3676186

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-097

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ГИДРОФИЛЬНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Дубовиков К.М., Байгонакова Г.А., Марченко Е.С.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Пористый сплав никелида титана, полученный методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), является распространенным материалом в медицине из-за своих уникальных свойств памяти формы и способности вязкоупруго деформироваться с биологическими тканями. Но успешность интеграции имплантата зависит не только от биомеханических свойств, но и от биохимических, таких как гидрофильность, свободная поверхностная энергия, химический состав, шероховатость. Биохимическая совместимость пористого СВС никелида титана успешно доказана в эксперименте на животных и клинически. Биоинертность поверхности пористого сплава обеспечена коррозионностойким поверхностным слоем, который формируется в процессе его металлургии и не требует дополнительной модификации поверхности [1].

При производстве индивидуальных имплантатов пористый СВС-TiNi сплав подвергают кратковременным отжигам на воздухе вплоть до 900 °С. При таких температурах нагрева поверхность и матрица материала меняют структуру, фазовый состав и свойства. Происходящие изменения фазового состава поверхности необходимо тщательно контролировать. Высокотемпературная газовая коррозия вызывает деградацию не только поверхности, но и матрицы TiNi. В ряде работ изучено изменение фазового состава пористых сплавав TiNi при отжигах в интервале 450 – 700 °С продолжительностью 7 – 20 минут [2–4]. При этом, влияние критических температур 900–1000 °С на изменение фазового состава поверхности пористых сплавов TiNi при отжиге на воздухе осталось недостаточно изученным. Поэтому исследование влияния температур отжига в интервале 500 – 1000 °С в течение 5 минут на структурно-фазовый состав и смачиваемость поверхности пористого сплава TiNi является актуальным.

Методом СВС в режиме послойного горения в проточном реакторе в среде аргона были изготовлены пористые образцы TiNi. Исходная порошковая смесь состояла из Ti – 50 ат. %, Ni, которую засыпали в кварцевую трубку и помещали в реактор. Непосредственно перед поджогом, осуществляемым раскаленной, молибденовой, электрической спиралью, смесь прогревали до 380 °С. Из полученных цилиндров вырезали пластинки, которые перед отжигом шлифовали. Окисление производили в кварцевой трубке в открытой цилиндрической печи при температурах 500 – 1000 °С в течение 5 минут. Исследования структуры и фазового состава поверхности осуществляли методами РСА, РЭМ, ЭДС. Методом прилипшего пузырька определяли гидрофильность и свободную поверхностную энергию (СПЭ) поверхности.

Методом РСА установлено, что исходный, не окисленный образец TiNi25 на глубине до 300 нм состоит из интерметаллидов TiNi в кристаллографической модификации B2, Ti_2Ni, $TiNi_3$ с объемной долей 31 об. %, 62 об. % и 7 об. % соответственно. На рисунке 1 показаны изменения объемных долей фаз в зависимости от температуры отжига. На рентгенограмме образца, окисленного при 500 °С (TiNi500) появляются рефлексы фазы TiO (26 об. %). При температуре отжига 700 °С были обнаружены рефлексы диоксида титана TiO_2 (19 об. %). С ростом температуры отжига объемная доля TiO_2 растет, а других фаз TiNi(B2), TiO, Ti_2Ni, $TiNi_3$ снижается. Образование оксидных фаз связано с сегрегацией ионов Ti из матрицы к поверхности, где они, взаимодействуя с кислородом, образуют оксиды разной степени окисления [5]. При температуре отжига 900 и 1000 °С появляются фаза ГЦК Ni с объемной долей 4 и 7 ат. % соответственно.

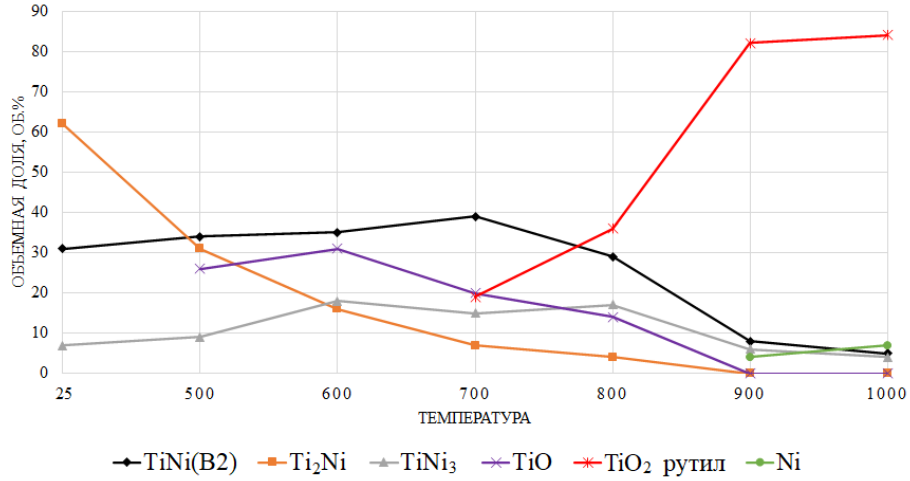


Рис. 1. Изменение объемной доли фаз в зависимости от температуры отжига

Рисунок 2a показывает уменьшение контактного угла смачивания θ с ростом температуры отжига, что сопровождается ростом гидрофильность поверхности. На рисунке 2b видно, что свободная поверхностная энергия увеличивается с ростом температуры отжига и полностью состоит из полярной составляющей. Этот позволят утверждать, что появление оксидов способствует увеличению полярной свободной поверхностной энергии и улучшению гидрофильности. Эти же выводы были сделаны и другими авторами [6]. Помимо полярной компоненты присутствует также и дисперсионная составляющая, но ее значения не превышает 1 мДж/м^2.

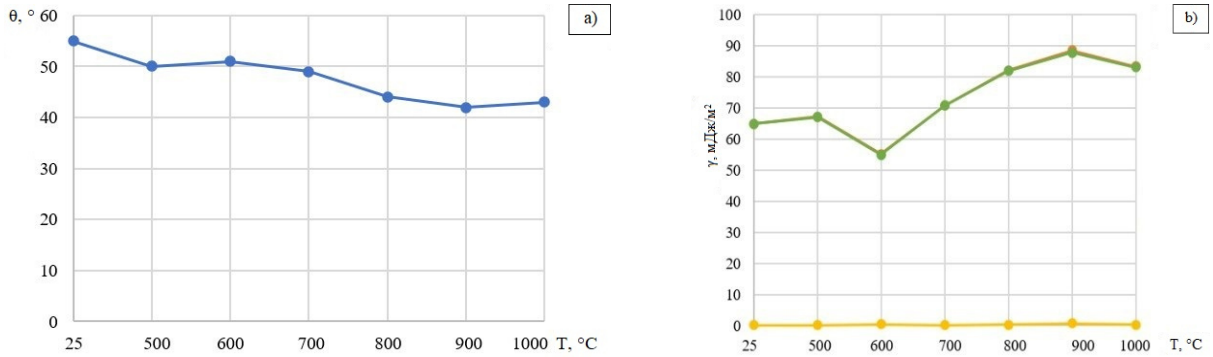


Рис. 2. Изменение контактного угла смачивания θ в зависимости от температуры отжига (a) и изменение СПЭ в зависимости от температуры отжига, где зеленая линия – полная СПЭ, желтая линия – дисперсионная СПЭ, оранжевая линия – полярная СПЭ (b)

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № 0721-2020-0022.

1. Особенности пористого никелида титана, полученного методом СВС : структура, коррозионная стойкость, биосовместимость / Ю. Ф. Ясенчук, Е. С. Марченко, С. В. Гюнтер и др.; Изд-во ТГУ, 2020.
2. M. Abdus [et al.] Surface oxidation of NiTi and its effects on thermal and mechanical properties // Intermetallics. 2018. V. 113. P. 52 – 62. https://doi.org/ 10.1016/j.intermet.2018.09.013.
3. Y. W. Gu [et al.] Characterization of bioactive surface oxidation layer on NiTi alloy // Applied Surface Science. 2005. V. 252. № 5. P. 2038 – 2049. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2005.03.207.
4. C. L. Chu [et al.] Oxidation behavior of equiatomic TiNi alloy in high temperature air environment // Materials Science and Engineering: A. 1996. V. 216. P. 193 – 200. https://doi.org/10.1016/0921-5093(96)10409-3.
5. A. Undisz [et al.] Mechanism of oxide layer growth during annealing of NiTi // Journal of Biomedical Materials Research Part A. 2012. V. 100A. № 7. 1743 – 1750.
6. V. Peretti [et al.] Surface treatments for boriding of Ti_6Al_4V alloy in view of applications as a biomaterial // Tribology International. 2016. V. 126. P. 21 – 28.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-098

ВЛИЯНИЕ НАНОПОРИСТОСТИ АМОРФНОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО Ti-Ni-Ta-Si СПЛАВА, СИНТЕЗИРОВАННОГО НА TiNi-ПОДЛОЖКЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ МЕТОДОМ

[1]Дьяченко Ф.А., [2]Ротштейн В.П., [1]Семин В.О., [3]Яковлев Е.В.,
[1]Мейснер Л.Л., [4]Атовуллаева А.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный педагогический университет, Томск
[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск
[4]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Аддитивный тонкоплёночный электронно-пучковый (АТП-ЭП) способ синтеза поверхностных сплавов (ПС) микронной толщины является перспективным методом модификации поверхностных слоев металлических материалов не только с целью дополнительной функционализации поверхности, но и, например, для улучшения усталостных свойств. В исследовании [1] физико-механических свойств ПС на основе Ti-Ni-Ta-Si толщиной ~1 мкм, синтезированного на TiNi-подложке АТП-ЭП способом, была обнаружена высокая концентрация нанопор в аморфной структуре этого ПС. Важным вопросом, возникшим по итогам выполненных в [1] исследований, является вопрос – как влияет концентрация нанопор на прочностные и упруго-пластические характеристики ПС.

В докладе обсуждаются результаты исследований влияния на физико-механические свойства нанопористости аморфной структуры ПС[Ti-Ni-Ta-Si], синтезированного на TiNi-подложке АТП-ЭП способом, а также дополнительно обработанного импульсным низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) с вариацией режимов с целью снижения концентрации нанопор. Приводятся результаты анализа влияния режимов дополнительной НСЭП-обработки ПС[Ti-Ni-Ta-Si] на концентрацию и размеры нанопор, их распределение по глубине. Обсуждается влияние характеристик нанопористости ПС[Ti-Ni-Ta-Si] на его прочностные и упруго-пластические характеристики.

Описание и режим АТП-ЭП синтеза ПС[Ti-Ni-Ta-Si] приведены в [1]. В качестве дополнительных использовано 2 режима НСЭП-обработки с одинаковой продолжительностью импульса $\tau \approx 2{,}5$ мкс: *режим I* – с плотностью энергии $E_s = 1{,}7$ Дж/см^2, и числом импульсов $n = 10$; *режим II* (2-х ступенчатый): 1-я ступень – ($E_s = 1{,}7$ Дж/см^2, $n = 10$), 2-я ступень – ($E_s = 1{,}4$ Дж/см^2, $n = 5$). Физико-механические свойства ПС исследованы с использованием метода инструментального индентирования, описанного в [1, 2].

Установлено, что дополнительные НСЭП-обработки эффективно снижают концентрацию нанопор, а также влияют на их размеры и характер распределения в объеме ПС. В свою очередь, снижение концентрации нанопор в объеме ПС[Ti-Ni-Ta-Si] слабо повлияло на прочностные и более заметно – на упруго-пластические характеристики этого ПС.

Авторы благодарят д.ф.-м.н., с.н.с. ЛФПЯ ИФПМ СО РАН Шугурова А.Р – за помощь в проведении механических испытаний методом инструментального индентирования.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научного проекта № 20-33-90034.

1. Механические свойства поверхностных Ti-Ni-Ta и Ti-Ni-Ta-Si сплавов, синтезированных на подложках из никелида титана / Ф.А. Дьяченко, Л.Л. Мейснер, А.Р. Шугуров и др. // Журнал технической физики, 2021. – Т. 91. – №. 1. – С. 51–57, http://dx.doi.org/10.21883/JTF.2021.01.50272.176-20.

2. Дьяченко Ф.А., Мейснер С.Н., Яковлев Е.В. Влияние плотности энергии электронного пучка на изменение физико-механических свойств поверхностного слоя никелида титана // Перспективы развития фундаментальных наук: сборник трудов XVI Международной конференции студентов, аспирантов и молодых учёных, Томск: Изд-во ТПУ. 2019. С. 136–138.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-099

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ГИБРИДНОАРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

[1,2]Еремин А.В., [1,2]Бурков М.В., [1]Любутин П.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Композиционные материалы на основе полимерных матриц, армированных непрерывными волокнами или тканями, обладают высокими механическими свойствами, в частности, высокой удельной прочностью при растяжении [1,2]. Благодаря своим свойствам такой класс материалов используется во многих сферах промышленности. В авиастроении из углепластика изготавливают планеры летательных аппаратов. Наиболее ярким и популярным примером являются две модели гражданских пассажирских самолетов Boeing 787 и Airbus A350.

Одним из важных аспектов механических свойств это трещиностойкость и циклическая долговечность. В литературе ранее исследовалось влияние различных добавок на усталостные свойства композитов [3,4]. В статье [3] сообщается о повышении усталостной прочности углепластиков, модифицированных многослойными углеродными нанотрубками и многослойным графеном. В статье [4] было обнаружено, что включение очень небольшого количества (0,1%) графеновых нанопластинок в эпоксидную полимерную матрицу улучшило средний усталостный ресурс углепластика до 155%.

Для улучшения свойств композита авторами работы в него были добавлены добавки на основе углерода: микроразмерные углеродные волокна и нанотрубки в различных концентрациях.

Композиционные материалы обладают сложной гетерогенной структурой и из-за этого процессы разрушения, протекающие в композитах, также сложно исследовать экспериментально.

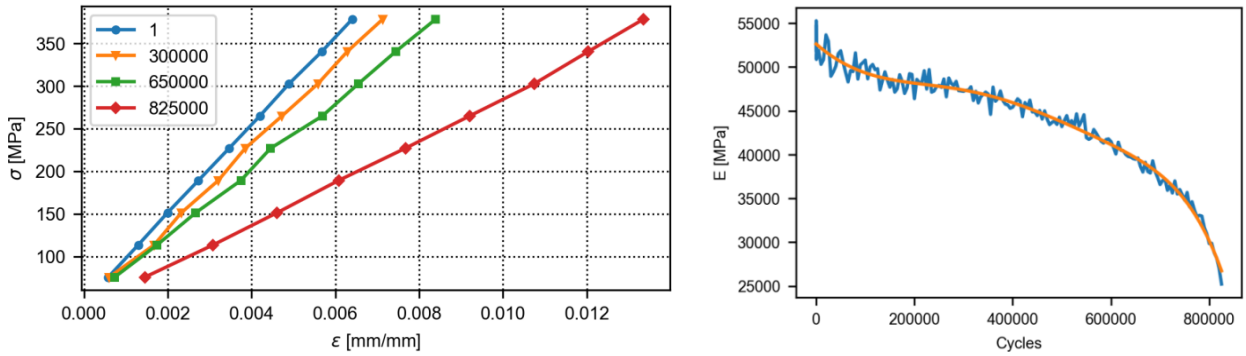
В работе изучается стадийность разрушения углепластиковых композиционных материалов, дополнительно армированных микронными углеродными волокнами или нанотрубками.

Одной из основных характеристик деградации механических свойств и накопления повреждений является падение модуля упругости, а также изменение формы петель механического гистерезиса. По датчику испытательной машины определялась величина нагрузки, приложен-ной к образцу, а деформация определялась по оптическому экстензо-метру, основанному на методе корреляции цифровых изображений. В процессе испытаний через определённое количество циклов осуществлялся «цикл регистрации», когда при нагружении от минимума до максимума система фотографировала 10 снимков для метода КЦИ.

На рис. 1а показаны примеры графиков напряжения-деформации образца углепластика, полученные для следующих циклов нагружения: 1, $3 \cdot 10^5$, $6{,}5 \cdot 10^5$ и $8{,}25 \cdot 10^5$, при этом образец разрушился после $8{,}26 \cdot 10^5$ циклов. Видно, что все графики демонстрируют почти линейное поведение без каких-либо отклонений, при этом угол наклона постепенно снижается. Обобщенная кривая зависимости модуля упругости E от количества циклов представлена на рис. 1б (экспериментальные данные сглажены с использованием полиномиальной аппроксимации). Видно, что в течение усталостного испытания образца до ~ $5\text{-}6 \cdot 10^5$ циклов нагружения модуль упругости устойчиво снижается с изменяющимся наклоном. Затем следует этап с более значительным уменьшением наклона. Таким образом, выделяется три стадии разрушения.

В работе выявлены продолжительности стадий разрушения по анализу жесткости образца. Первая стадия связана с микрорастрескиванием матрицы, вторая с зарождением расслоения, обе эти стадии занимают примерно 85% от общей величины наработки, тогда как последняя стадия, связанная с ростом расслоения, составляет около 15%, вызывая

существенное падение модуля упругости. Таким образом, метод корреляции цифровых изображений и предлагаемые методики оценки модуля упругости могут быть применены для характеризации повреждений и оценки механического состояния образцов при лабораторных испытаниях.



а б

Рис. 1. Пример изменения модуля упругости. Диаграмма нагружения для различных циклов нагружения (а); зависимость модуля упругости от количества циклов нагружения (б)

Результаты проведенных испытаний показывают, что добавление углеродных нанотрубок в углепластик в количестве 0,1; 0,2; 0,3 и 0,5 мас.% приводят к повышению усталостной долговечности. Максимальный рост в 15 раз получен для 0,3 мас.%. В случае добавления микроразмерных углеродных волокон в концентрациях 0,5; 1; 2 и 5 мас.% небольшое увеличение долговечности наблюдается только для 1%, для остальных составов характеристики снижаются.

Влияние углеродных нанотрубок связано с тем, что трубки связывают слои материала, предотвращая рост расслоений и переход образующихся микротрещин в макродефект. При этом малый размер армирующей добавки не создает новых границ раздела в материале и не создает дополнительных концентраторов напряжений.

В случае использования углеродных микроволокон их относительно крупный размер создает дополнительные очаги, где происходит зарождение трещин. При этом эффект межслоевой связи проявляется в меньшей степени, как это происходит при добавлении нанотрубок.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ 19-79-10148.

1. Alam P., Mamalis D., Robert C., Floreani C., Ó Brádaigh C.M. The fatigue of carbon fibre reinforced plastics - A review // Compos Part B Eng. 2019. №166. P. 555-579.
2. Soutis C. Carbon fiber reinforced plastics in aircraft construction // Mater Sci Eng A. 2005. №412. P. 171–176.
3. Knoll J.B., Riecken B.T., Kosmann N., Chandrasekaran S., Schulte K., Fiedler B.. The effect of carbon nanoparticles on the fatigue performance of carbon fibre reinforced epoxy // Compos Part A Appl Sci Manuf. 2014. №67. P. 233-240.
4. Tareq M.S., Jony B., Zainuddin S., Al Ahsan M., Hosur M.V. Fatigue analysis and fracture toughness of graphene reinforced carbon fibre polymer composites // Fatigue Fract Eng Mater Struct. 2021. №44. P. 461-474.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-100

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg-Y-Nd

[1]Ерошенко А.Ю.,[2]Лугинин Н.А.,[1,2]Шаркеев Ю.П., [1]Глухов И.А., [1]Легостаева Е.В.,
[1]Уваркин П.В., [1]Толмачев А.И., [3]Schmidt J.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[3]Department of Electrochemistry, Innovent Technology Development, Germany

В последнее время особое место среди перспективных биоматериалов занимает магний и его сплавы [1,2]. Для магниевых сплавов модуль упругости составляет 40-45 ГПа, что достаточно близко к модулю упругости кости. Одним из важных преимуществ таких сплавов является резорбируемость в организме, что не требует в дальнейшем повторных хирургических операций, это особенно важно при использовании таких материалов в сосудистой хирургии. Однако указанные сплавы имеют недостаточно высокий уровень прочностных свойств, что ограничивает их применение в медицине. Например, добавки редкоземельных металлов в магний приводят к некоторому улучшению прочностных характеристик, однако при этом не достигается необходимая прочность. Повышение механических свойств магниевых сплавов эффективно осуществляется за счет получения ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния в результате применения различных деформационных обработок, включая и методы интенсивной пластической деформации, такие как равноканальное угловое прессование, кручение под давлением, мультиосевая ковка (*abc*-прессование), экструзия и т.д. [3-5]. При этом удается значительно повысить механические свойства сплавов, и прежде всего, конструктивную прочность без усложнения состава легированием элементами, которые проявляют токсичные свойства и неприменимы в биомедицинских разработках.

В работе представлены результаты влияния деформационной обработки – экструзии на структуру, физико-механические и коррозионные свойства биорезорбирумого магниевого сплава. В качестве объекта исследования был выбран магниевый сплав системы Mg-Y-Nd (wt.%): Mg 95,0; Y 2,9; Nd 1,3; Fe 0,2; Al <0,6. С целью повышения механических характеристик сплав подвергали деформационной обработке экструзией со степенью деформации e=1,3. Рекристаллизованное состояние в сплаве получали отжигом при температуре 510°С в течение 6 часов в аргоне с охлаждением на воздухе. В рекристаллизованном состоянии микроструктура сплава достаточно однородная по объему образца и представляет собой равноосные зерна основной α-фазы со средним размером 35 мкм, по границам которых наблюдаются частицы интерметаллидной фазы системы Mg-Nd. После экструзии наблюдается измельчение микроструктуры. Характер микроструктуры бимодальный. На оптических изображениях наблюдаются два типа структурных элементов: зерна со средним размером 15 мкм и более мелкие зерна со средним размером до 1 мкм, которые образуют текстурированные «полосы». Доля ультрамелкозернистых зерен (с размерами менее 1 мкм) составила около 40 % объема. Интерметаллидные частицы с размерами (100-500) нм располагаются по границам и внутри зерен основной фазы.

Формирование бимодальной структуры после экструзии обеспечивает значительное повышение механических свойств в магниевом сплаве, как прочности, так и пластичности. При одноосном растяжении были определены следующие прочностные характеристики сплава: условный предел текучести σ_{02}, предел прочности $\sigma_в$, максимальная пластическая деформация до разрушения ε. Для сплава Mg-Y-Nd в рекристаллизованном состоянии: σ_{02}=150 МПа, $\sigma_в$=230 МПа, ε=12%, а в экструдированном состоянии σ_{02}=220 МПа, $\sigma_в$=340 МПа, ε=21%. Обсуждаются механизмы повышения прочности и пластичности, которые связаны с измельчением структуры и трансформацией текстуры, вызванной деформацией.

Показано, что обработка экструзией магниевого сплава не приводит к более интенсивному растворению сплава в физиологическом растворе (0,9% NaCl, pH=7). Потеря массы образцов при растворении в течение 20 дней сплава Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии составляет не более 2% от начальной массы, как и в рекристаллизованном состоянии.

Рассматриваются вопросы, связанные с поиском методов ИПД с целью повышения уровня физико-механических свойств сплава, например, таких как *abc*-ковка и комбинированные деформационные обработки.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. Zijian Li, Xunan Gu , Siquan Lou, Yufeng Zheng. The development of binary Mg-alloys for use as biodegradable materials within bone // Biomaterials. – 2008. – V. 29. – pp. 1329-1344.
2. Walter R., Kannan M.B. In vitro degradation behaviour of WE54 magnesium alloy in simulated body fluid // Mater. Lett. – 2011. – V. 65 (4). – pp. 748–750.
3. Виноградов А.Ю., Васильев Е.В., Линдеров М.Л и др. Влияние равноканального углового прессования на структуру механические свойства магниевых сплавов Mg-Zn-Ca // Вектор науки ТГУ. – 2015. –Т.4. – № 34. – С. 18-24.
4. Папиров И.И., Шокуров В.С., Пикалов А.И. Повышение механических характеристик магниевых сплавов для медицинских целей // Вестник харьковского университета. – 2007. – Вып. 1. Т. (33). – №763. – С. 88-92.
5. Martynenko N.S., Lukyanova E.A., Serebryany V.N., Gorshenkov M.V., Shchetinin I.V., Raab G.I., Dobatkin S.V., Estrin Y. Increasing strength and ductility of magnesium alloy WE43 by equal-channel angular pressing // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – V. 712. – pp. 625-629.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-101

МЕТОДИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ

[1]Ефремовцев Н.Н., [2]Ефремовцев П.Н., [1]Шиповский И.Е.

[1]Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва

[2]АО «НИТРО-СИБИРЬ», Москва

Актуальность исследований обусловлена необходимостью расширения возможностей управления действием взрыва и фрагментацией горной массы, а также снижением потерь полезных ископаемых и минимизацией экологических последствий горного производства. С этой целью проводятся работы по изучению влияния на полноту детонации и работоспособность промышленных взрывчатых веществ (ПВВ) модификации структуры компонентов ПВВ под воздействием физических полей [1].

Составной частью методологии исследований на любом масштабном уровне является поиск параметров волнового воздействия, обеспечивающих, по возможности, синергетический эффект. В результате исследований установлено, что максимальный синергетический эффект на изменение размера блока мозаичной структуры и дефектность плотной аммиачной селитры (АС), ГОСТ 2 - 85, марки А, оказывает комбинированная обработка магнитным полем низкой частоты и высокочастотным электрическим полем с высокой амплитудой. При этом, изменение плотности дислокаций в кристаллической структуре аммиачной селитры в зависимости от интенсивности ультразвуком (УЗ), электромагнитного и СВЧ воздействий имеет нелинейный характер [1, 2]. Комбинированные физико-химические воздействия с применением акустической обработки в сочетании с поверхностно-активными веществами приводит к увеличению на порядок содержания нано-микро дисперсных фракций в порошкообразной энергетической добавке. Возрастает стойкость эмульсии топливной смеси (ЭТС). Средний размер глобул снижается с 11 мкм до 5 - 6 мкм., а вязкость топливной смеси - в 6 - 10 раз. В результате изменяется скорость проникновения в структуру гранул окислителя ЭТС с энергетическими добавками и увеличивается толщина иммобилизационного слоя топлива на границе с окислителем.

Разработана методика и испытательный стенд для оценки дробящего действия взрыва различных ПВВ на интенсивность формирования трещин в горных породах и ценном кристаллосырье, сейсмического действия взрыва, состава продуктов детонации, а также для оценки изменения физико-механических свойств образцов горных пород. Изменение концентрации вновь образованных дефектов на образцах пород размером от 1 до 3 см характеризует индекс трещинообразования, численные значения которого определяются как отношение среднего расстояния между вновь образованными трещинами к линейному размеру исходного образца без трещин [3]. Анализ результатов экспериментальных исследований показал, что степень влияние скорости детонации и кинетики выделения энергии на индекс трещинообразования зависит от крепости пород на одноосное сжатие. Концентрация вновь образованных трещин под воздействием энергии взрыва ПВВ щадящего и бризантного действия отличается в 2-6 раз. В то время, как при наноиндентировании изменение физико-механических свойств образцов (модуля Юнга и нано-твердости) после воздействия энергии взрыва различной интенсивности независимо от глубины отпечатка заметно лишь в пределах 0.5% -1.5% от базовых значений соответствующих характеристик аналогичных образцов пород без взрывной нагрузки.

С целью совершенствования методологии управления выделением и передачей массиву горных пород энергии взрыва разработана комплексная методика исследований дробящего и сейсмического действия взрыва, которая предусматривает использование имитационных композиционных моделей с выделением зон действия взрыва различными цветами и компьютерного моделирования методом сглаженных частиц с калибровкой численной модели по данным физических экспериментов.

Проводятся исследования закономерностей влияния энергии взрыва зарядов ПВВ бризантного и щадящего действия, отличающиеся плотностью, скоростью выделения энергии, конструкцией зарядов (наличием воздушных промежутков), а также исследования влияния параметров буровзрывных работ (диаметра скважин и расстояния между ними) на напряженно-деформированное состояние горного массива, интенсивность и скорость фрагментации, разрушаемой геосреды [4].

Разработана и апробирована методология исследований компьютерного моделирования, включающая калибровку модели по результатам взрывов в производственных условиях, формирование и учет параметров взрываемого блока, влияния расположения и конструкции зарядов, физико-механических свойств пород и их трещиноватости. При этом важной частью исследований является изучение закономерностей распределения в массиве зон пластической деформации и зон разрушения при применении зарядов с различной конструкцией и кинетикой выделения энергии, в том числе, зарядов с промежутками, заполненными воздухом или инертными материалами. В качестве критерия разрушения пород взрываемого блока используется условие превышения предела прочности на растяжение. Для каждой зоны действия взрыва проводятся исследования закономерностей локализации напряжений и расчеты изменения концентрации разрушенных фрагментов массива в зависимости от расстояния до заряда, удельного расхода ПВВ и скорости выделения энергии.

Практическое значение исследований заключается в совершенствовании методики определения и корректировки параметров БВР, конструкции зарядов и кинетики выделения энергии применяемых ПВВ. Проводимые исследования способствуют поиску способов снижения выхода мелких и некондиционных фракций за счет повышения равномерности нагружения и, тем самым, оптимизации взрывного дробления массива горных пород.

С применением разработанной методики установлены закономерности развития пластической деформации и областей разрушения в различных зонах действия взрыва, а также характер изменения численных значений первого инварианта напряжений, величина которого определяет кинетику передачи массиву горной породы энергии взрыва во времени и пространстве Наиболее значимыми факторами, влияющими на равномерность и интенсивность нагружения, а также дробления горных пород взрывом является скорость выделения энергии взрывчатых смесей, удельный расход ПВВ, диаметр и расстояние между скважинами и удаленность заряда от бровки уступа.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПКОН РАН, тема FMMS-2021-0006, номер гос. Регистрации: 01201354609.

1. Ефремовцев Н.Н., Ефремовцев П.Н. К вопросу управления структурой аммиачной селитры на различных масштабных уровнях для повышения эффективности действия взрыва. // Взрывное дело, № 129/86. - С. 178 - 187.

2. Ефремовцев Н.Н. Вопросы систематизации синергетических эффектов на различных масштабных уровнях для повышения эффективности действия взрыва. Проблемы и перспективы комплексного освоения и сохранения земных недр.4 конференция международной научной школы академика РАН К.Н. Трубецкого. 16 - 20 ноября 2020 г. Москва. – С. 79 - 81.

3. Ефремовцев Н.Н., Ефремовцев П.Н. К вопросу влияния скорости выделения энергии взрыва на дробимость горных пород с различной прочностью с применением имитационных композиционных моделей. // Горный информационно-аналитический бюллетень. К методологии взрывного разрушения при разработке месторождений полезных ископаемых. - 2015. - № 11, (спец. вып. № 58). - С. 13 - 17.

4. Ефремовцев Н.Н., Шиповский И.Е. Исследование закономерностей дробления удлиненными зарядами с применением композиционных моделей и численного моделирования методом сглаженных частиц // Взрывное дело - 128/85. - С. 20 - 37.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-102

ЗАВИСИМОСТЬ ВЕЛИЧИНЫ ЭФФЕКТА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ ОТ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (АТ.%) В УСЛОВИЯХ ОТСУТСТВИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Родионов И.С., Гусаренко А.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) интересны из-за своих неупругих свойств – эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности, в основе которых лежат мартенситные превращения (МП) из высокотемпературной кубической B2-фазы в ромбоэдрическую R (при температуре T_R) и/или моноклинную B19′ (образуется в интервале температур от M_H до M_K) мартенситные фазы. Проявление обратимой неупругой деформации (ЭПФ и/или сверхэластичности) зависит от температуры деформирования $T_{деф.}$ образцов сплавов на основе TiNi. В данной работе представлены результаты исследования закономерностей изменения предела текучести, напряжения мартенситного сдвига и максимальной величины обратимой неупругой деформации в зависимости от температуры изотермических циклов «нагружение-разгрузка». В работе были исследованы крупнозернистые образцы сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%). При охлаждении и нагреве образцы исследованных сплавов испытывали МП B2↔B19′. Температуры начала и конца МП в фазу B19′ составляли M_H = 252К и M_K = 223К, а температуры начала и конца обратного МП в B2 фазу – A_H = 258К и A_K = 273К.

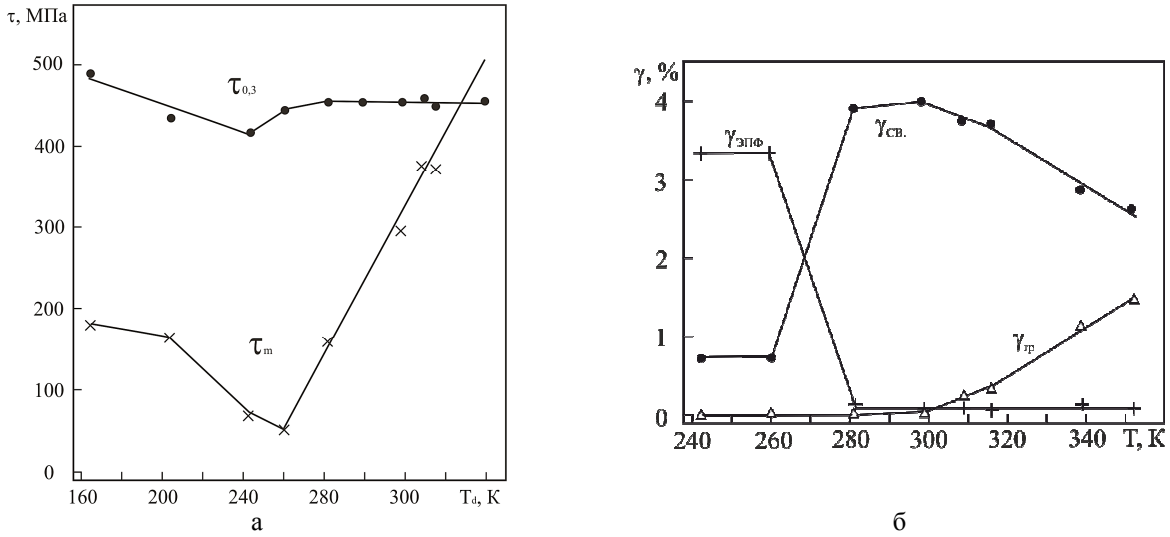
Исследования проводили при кручении образцов на установке типа обратного крутильного маятника. Заданная в процессе изотермического нагружения деформация (γ_t), включает суммарную неупругую ($\gamma_{СНД}$) и пластическую ($\gamma_{гр}$) деформации. Неупругая деформация ($\gamma_{СНД}$) является суммой величин эффектов сверхэластичности ($\gamma_{СВ.}$) и памяти формы ($\gamma_{ЭПФ}$): $\gamma_{СНД}=\gamma_{СВ.}+\gamma_{ЭПФ}$. Величину сверхэластичности определяли как величину возврата неупругой деформации (в том числе малой деформации Гука) в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» при деформировании образцов кручением. Величина эффекта памяти формы равна возврату неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов до температуры 480К. Накопленная при данной γ_t пластическая деформация ($\gamma_{гр}$) соответствует остаточной деформации при 480К. В каждом последующем цикле γ_t увеличивали (вплоть до разрушения образцов). Напряжение мартенситного сдвига (τ_m) определяли по зависимостям «напряжение-деформация». Предел текучести ($\tau_{0.3}$) определяли согласно [1]: в качестве этой величины брали напряжение, соответствующее накоплению пластической деформации 0.3%. При достижении в образцах величины пластической деформации $\gamma_{гр}$>0.3% исследования завершали.

Определенные в работе закономерности изменения величины предела текучести и напряжения мартенситного сдвига при разных $T_{деф.}$ изотермических циклов «нагружение-разгрузка» приведены на рис.1а. Видно, что наиболее низкие значения этой величины наблюдали при испытаниях в двухфазном состоянии B2+B19′ (при 242К). При увеличении температуры $T_{деф.}$ (когда, соответственно, изотермические циклы «нагружение-разгрузка» происходят в предпереходном состоянии B2-фазы) наблюдается повышение предела текучести. Однако в некотором приближении можно сказать, что величина предела текучести слабо меняется с изменением температуры $T_{деф.}$ и принять, что $\tau_{0.3}$≈450±40 МПа.

На рис.1б приведены результаты исследования величины эффектов сверхэластичности, памяти формы и пластической деформации при деформировании до γ_t=4.1% при разных температурах изотермических циклов «нагружение-разгрузка». Видно, что максимальная величина эффекта сверхэластичности наблюдается в интервале температур от 281К до 320К. Пластическая деформация достигает значимой величины только при температуре деформирования $T_{деф.}$ > 315К.

В данной работе проведены исследования закономерностей изменения величин эффектов сверхэластичности и памяти формы в зависимости от заданной деформации γ_t (4.1%, 10.0% и 16.0%). Обнаружено, что с увеличением заданной в цикле при кручении

образцов деформации наблюдается сужение ширины «окна сверхэластичности» со стороны более низких температур. Это обусловлено стабилизацией мартенситной фазы B19' дефектами кристаллического строения при увеличении заданной в цикле деформации. Отметим, что сужение «окна сверхэластичности» только с одной стороны можно объяснить размягчением модулей упругих постоянных C' и C_{44} в области температур предпереходных явлений (т.е. близких к температуре M_H). Согласно [2-3] в интервале температур от M_H+30÷40 градусов до M_H величина C_{44} может уменьшиться от 35 ГПа до ~15 ГПа, соответственно.



а б

Рис. 1. Температурные зависимости величины предела текучести ($\tau_{0.3}$) и напряжения мартенситного сдвига (τ_m) (а), а также величин эффектов сверхэластичности $\gamma_{СВ.}$ (●), памяти формы $\gamma_{ЭПФ}$ (×) и пластической деформации $\gamma_{тр}$ (Δ) при γ_t=4.1% (б)

Таким образом, в зависимости от температуры $T_{деф.}$ кручения образцов величина суммарной неупругой деформации и коэффициент возврата неупругой деформации в цикле обусловлены конкуренцией двух процессов: инициации мартенситного превращения в B19′-фазу (или переориентации доменов фазы B19′) и накоплением дефектов кристаллического строения вследствие дислокационного скольжения в B2- и B19′-фазах. В случае, когда величина предела текучести превышает напряжение мартенситного сдвига на 270÷390 МПа, наблюдается высокие значения эффекта сверхэластичности. Если величина предела текучести превышает напряжение мартенситного сдвига меньше чем на 80 МПа, то резко увеличивается накопление пластической деформации и выраженного эффекта сверхэластичности не наблюдается.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации № МК-1057.2020.8 и государственного задания ИФПМ СО РАН (тема номер FWRW-2021-0004).

1. Aleksander Lotkov, Victor Grishkov, Victor Timkin, Anatoly Baturin, Dorzhima Zhapova. Yield stress in titanium nickelide-based alloys with thermoelastic martensitic transformations // Mater. Sci. Eng. A. – 2019. – V.744. – P.74-78.
2. Кузнецов А.В., Муслов С.А., Лотков А.И., Хачин В.Н., Гришков В.Н., Пушин В.Г. Упругие постоянные TiNi вблизи мартенситных превращений // Известия вузов МВ и ССО СССР. Физика. – 2987. – №7. – С.98-99.
3. Муслов С.А., Кузнецов А.В., Хачин В.Н., Лотков А.И., Пушин В.Г., Гришков В.Н. Аномалии упругих постоянных монокристаллов $Ti_{40}Ni_{48}Fe_2$ вблизи мартенситных превращений // Известия вузов МВ и ССО СССР. Физика. – 1987. – №8. – С.104-105.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-103

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НЕУПРУГИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦАХ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$

Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Тимкин В.Н., Родионов И.С., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г., Бобров Д.И.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) интересны своей способностью проявлять эффекты памяти формы и сверхэластичности. Это обусловлено реализацией термоупругих мартенситных превращений (МП) B2↔B19′, где B2 – высокотемпературная фаза, а B19′ – моноклинная мартенситная фаза [1]. В данной работе представлены результаты исследования закономерностей изменения неупругой и пластической деформаций в образцах сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%) после высокотемпературного старения в процессе изохронного отжига (70 минут) при различных температурах (773К). В работе были исследованы образцы сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%); до отжигов средний размер зерен составлял 53±11 мкм (состояние поставки). При охлаждении и нагреве образцы исследованных сплавов в состоянии поставки испытывали мартенситное превращение (МП) B2↔B19′. Температуры начала и конца МП в фазу B19′ составляли M_H = 252К и M_K = 223К, а температуры начала и конца обратного МП в B2 фазу – A_H = 258К и A_K = 273К.

Неупругую и пластическую деформации задавали методом кручения образцов на установке типа обратного крутильного маятника. Заданная образцам в процессе изотермического нагружения деформация (γ_t), включает неупругую ($\gamma_{СНД}$) и пластическую ($\gamma_{гр}$) деформацию. Неупругая деформация ($\gamma_{СНД}$) является суммой величин эффектов сверхэластичности ($\gamma_{СЭ}$) и памяти формы ($\gamma_{ЭПФ}$): $\gamma_{СНД}=\gamma_{СЭ}+\gamma_{ЭПФ}$. Величину эффекта сверхэластичности определяли как величину возврата неупругой деформации (в том числе малой деформации Гука) в изотермических циклах «нагружение-разгрузка». Величина эффекта памяти формы равна возврату неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов до температуры 480К. Накопленная при данной γ_t пластическая деформация ($\gamma_{гр}$) соответствует остаточной деформации при 480К. В каждом последующем цикле γ_t увеличивалась (вплоть до разрушения образцов).

Высокотемпературное старение в процессе изохронных отжигов при температуре 773К приводит к перераспределению атомов вследствие выделения фазы Ti_3Ni_4. При этом матрица обедняется по никелю, и её состав смещается в сторону эквиатомного соотношения. В результате, по данным рентгеноструктурного анализа в исследованных образцах появляются рефлексы ромбоэдрической R-фазы. Согласно данным температурной резистометрии последовательность МП меняется от B2↔B19′ при охлаждении и нагреве образцов к B2→R→B19′ при охлаждении и B19'→B2 при нагреве образцов. Температуры T_R (температура МП B2→R) и M_H возрастают после изохронного отжига.

На рис. 1а приведены зависимости «напряжение-деформация» образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%) при растяжении при 301 К в состоянии поставки (сплошная линия) и после отжига при 773К в течение 70 минут (пунктирная линия). Видно, что отжиг при данных условиях приводит к снижению величины напряжения мартенситного сдвига и упрочнению образцов. Такое поведение характеристик материала соответствует деформированию в состоянии R-фазы. На рис.1б приведены закономерности изменения величины эффектов сверхэластичности, памяти формы, суммарной неупругой деформации и пластической деформации после изотермического нагружения кручением при 301К.

В первых двух циклах деформирования кручением в образцах доминирует эффект сверхэластичности, накопление пластической деформации минимально ($\gamma_{гр}$<0.1 %). Затем происходит стабилизация мартенситной фазы B19' дефектами кристаллического строения, накопленными после 1 и 2 цикла деформирования. Это обуславливает появления выраженного эффекта памяти формы, так как для обратного МП в B2 фазу требуется

перегрев деформированных образцов. После 4 цикла деформирования кручением наблюдается заметное накопление пластической деформации, которое резко увеличивается при дальнейшем деформировании образцов. Максимальная величина суммарной неупругой деформации достигает величины $\gamma_{СНД}$=18.55%, что соответствует деформации растяжением $\varepsilon_{СНД}$=12.60%.

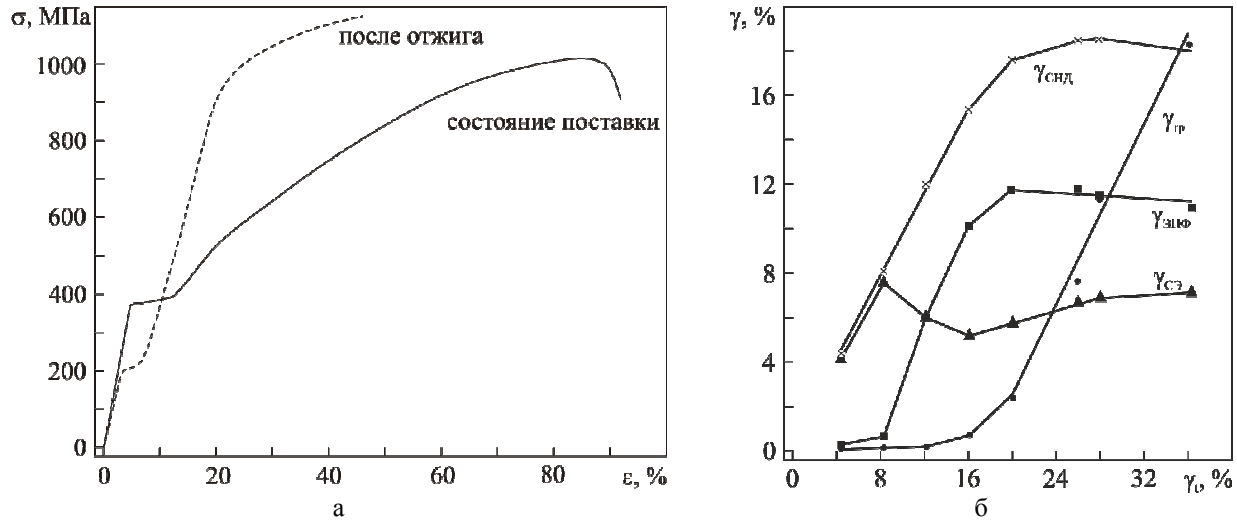


Рис. 1. Зависимости «напряжение-деформация» при растяжении образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%) в состоянии поставки (сплошная линия) и после отжига при 773К в течение 70 минут (а). Зависимости эффектов сверхэластичности $\gamma_{СЭ}$ (▲), памяти формы $\gamma_{ЭПФ}$ (■), суммарной неупругой деформации $\gamma_{СНД}$ (×) и пластической деформации $\gamma_{гр}$ (●) от γ_t после изотермического нагружения (б)

В работе [2] наблюдаются качественно подобные изменения неупругих деформаций. В частности, получены экспериментальные зависимости неупругих деформаций, возвращаемых при реализации эффектов сверхэластичности и памяти формы и развития пластической деформации при изгибе и кручении крупнозернистых образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%). Согласно [2] суммарная обратимая неупругая деформация $\varepsilon_{СНД}$, и, соответственно, пластическая деформация, $\varepsilon_{гр}$ практически одинаковы при кручении и изгибе образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$(ат.%) при заданных деформациях ε_t до ~24% (эквивалентная деформация кручения γ_t ~ 36%). В состоянии поставки при комнатной температуре максимальная величина неупругой деформации образцов составила $\gamma_{СНД}$=15.78% ($\varepsilon_{СНД}$=10.85%). Таким образом, высокотемпературное старение при 773К в течение 70 минут приводит к изменению последовательности МП, появление R-фазы и повышению температур прямых мартенситных превращений. Однако при этом показано, что закономерности изменения эффектов сверхэластичности, памяти формы и суммарной неупругой деформации остаются качественно подобными (при этом наблюдали количественное повышение характеристик исследованных образцов вследствие упрочнения материала при отжиге).

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации № МК-1057.2020.8 и государственного задания ИФПМ СО РАН (тема номер FWRW-2021-0004).

1. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. 1. Структура, фазовые превращения и свойства / Под. ред. В. Г. Пушина. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. ISBN 5 –7691–1583–1. 436 с.

2. D.Yu. Zhapova, A.I. Lotkov, V.N. Grishkov, V.N. Timkin, E.G. Barmina, I.S. Rodionov, and A.A. Gusarenko. Comparative analysis of inelastic strain recovery and plastic deformation in coarse-grained samples of $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (at%) alloy under torsion and bending // AIP Conference Proceedings. – 2020. – V.2310. – P.020360.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-104

ВЛИЯНИЕ ДВУХСТУПЕНЧАТОГО СТАРЕНИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ TiNi

Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Известно [1-3], что в широко используемых высоконикелевых сплавах TiNi ($C_{Ni} \geq 50{,}6$ ат.%) за счет термической обработки (ТО) 773 – 873 К, которая приводит к выделению крупных дисперсных частиц Ti_3Ni_4 (d ~ 100 – 400 нм) [2] возможно контролировать температуры термоупругого мартенситного превращения (МП) B2-R-B19', прочностные свойства высокотемпературной B2-фазы, эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ).

При последующем низкотемпературном старении 573 – 673 К происходит выделение наноразмерных частиц Ti_3Ni_4 (d ~ 10 – 40 нм). Крупные и мелкие частицы способствуют снижению никеля в матрице, повышению температур МП, увеличению прочностных свойств B2-фазы. Подобное ступенчатое старение приводит к формированию бимодальной структуры с различным размером частиц, где наноразмерные частицы располагаются в локальных областях между крупных частиц из-за воздействия полей напряжений.

Интерес представляет получение структуры с бимодальным распределением частиц Ti_3Ni_4, которые будут расположены ориентировано (1 вариант частиц) и разориентированно (4 варианта частиц). Это достигается за счет приложенной нагрузки на первой или второй ступени старения [2]. Подобного исследования в монокристаллах TiNi до сих пор не проводились. Данная работа посвящена исследованию влияния сжимающей нагрузки, приложенной в ходе первой (при 823 К) или второй ступени (при 673 К) старения на закономерности развития МП в высоконикелевых монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni.

Исследуемые монокристаллы выращены методом Бриджема. После роста монокристаллы подвергали высокотемпературному отжигу при 1253 К, 1 ч с последующей закалкой. Для исследования проводили двухступенчатое старение в вакуумной установке при следующих режимах: 1) при 823 К 1 ч в свободном состоянии и при 673 К 1 ч в свободном состоянии (кристаллы FF); 2) при 823 К 1 ч в свободном состоянии и при 673 К 1 ч под нагрузкой (кристаллы FS); 3) при 823 К 1 ч под нагрузкой и при 673 К 1 ч в свободном состоянии (кристаллы SF). Во всех случаях прикладывалась сжимающая нагрузка 100 МПа вдоль <111>-направления. Методика старения подробно описана в [3]. Для исследования выбрана высокопрочная ориентация <001> для испытаний под сжимающей нагрузкой.

В таблице 1 представлены температуры МП, полученные по калориметрическим кривым при охлаждении/нагреве в свободном состоянии. В кристалле SF наблюдаются самые высокие температуры МП. Это объясняется следующим образом. Старение при 823 К, 1 ч, под нагрузкой приводит к выделению дисперсных частиц Ti_3Ni_4, которые смыкаются, образуя ансамбли волнообразных параллельных пластин длиной до 4-5 мкм. Данная микроструктура приводит к появлению дальнодействующих полей напряжений, которые способствуют увеличению температур, по сравнению с состоянием FF, в котором находятся 4 варианта частиц Ti_3Ni_4. В состоянии FS экспериментально показано, что нагрузка, приложенная только на второй ступени старения, оказывает слабое влияние на температуры МП.

Таблица 1. Характеристические температуры B2-R-B19' МП для состаренных монокристаллов Ti-51,7ат.%Ni

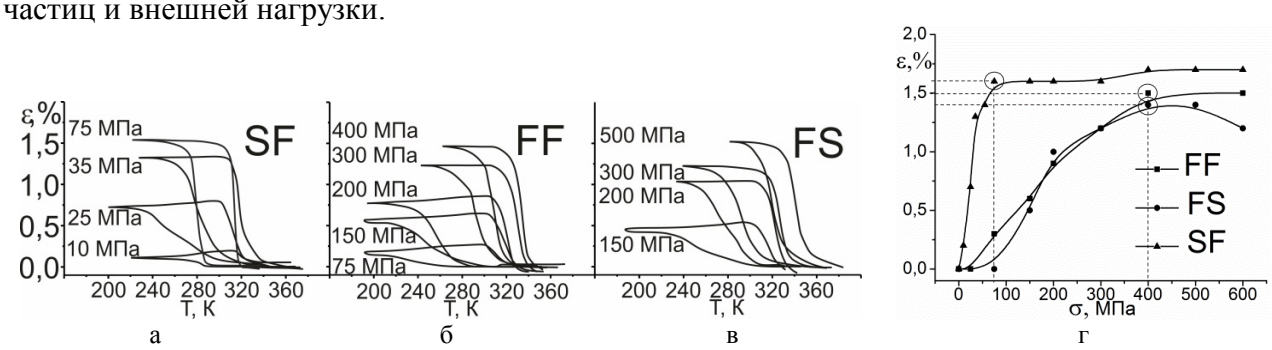
Кристаллы	M_S, К	M_f, К	A_S, К	A_f, К	T_R, К
FF	260	210	301	320	320
FS	262	235	294	337	273
SF	290	272	313	337	325

На рисунках 1а – 1в представлены кривые ε(T) в циклах охлаждение/нагрев под действием постоянного напряжения при развитии ЭПФ. С ростом напряжений увеличивается

обратимая деформация, уменьшается термический, гистерезис и возрастают температуры МП. Величина обратимой деформации (рисунок 1 г) равная ε_{max}=1,5±0,3% слабо зависит от режима старения. Необходимо отметить, что в монокристаллах SF максимальная обратимая деформация достигается при более низких напряжениях – 75 МПа, чем в монокристаллах FF и FS – 400 МПа. Это связано с наличием дальнодействующих полей напряжений от ориентированных крупных частиц (1 вариант частиц Ti_3Ni_4) в состоянии SF.

В монокристаллах FF и FS выделяются 4 варианта крупных частиц, каждый из которых способствуют появлению разориентированных полей напряжений, которые необходимо преодолеть внешним напряжениям, чтобы сформировать ориентированный вариант B19'-мартенсита.

При этом важно отметить, что в монокристаллах FS зависимость ε(σ) и температуры МП (таблица 1) очень близки к FF. Причиной этого может быть, во-первых, очень слабые дальнодействующие поля напряжений в кристаллах FS от ориентированных мелких частиц Ti_3Ni_4, которые появляются при 673 К под сжимающей нагрузкой 100 МПа. Во-вторых, при старении 673 К под нагрузкой в условиях наличия четырех вариантов крупных частиц нагрузка 100 МПа может быть недостаточна для получения ориентированных мелких частиц. Тогда их ориентация определяется суперпозицией полей напряжений от четырех вариантов частиц и внешней нагрузки.



а б в г

Рис. 1. Кривые ε(T) для монокристаллов Ti-51,7ат. %Ni: кристалл SF (а), кристалл FF (б); кристалл FS (в); зависимость ε(σ) для монокристаллов Ti-51,7ат.%Ni (г)

Таким образом, впервые установлено, что температуры МП и закономерности проявления ЭПФ в монокристаллах Ti-51,7ат.%Ni с бимодальным распределением частиц после ступенчатого старения при 823 К + 673 К определяются ориентацией крупных частиц Ti_3Ni_4, которые выделяются на первой ступени старения при 823 К.

1. Сплавы с эффектом памяти формы / К. Отцука, К Симидзу, Ю. Судзуки. М.: Металлургия. – 1990. – 224 с.
2. Timofeeva E.E. The superelasticity and shape memory effect in Ni-rich Ti-51.5Ni single crystals after one-step and two-step ageing // Materials Science and Engineering A. 2020. Vol. 796. pp. 140025.
3. Osipovich K.S. Effect of one variant of Ti_3Ni_4 particles on stress-induced martensitic transformations in <111>-oriented $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ single crystals // Materials Science and Engineering 93. 2015. pp. 012041.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-105

РАСЧЕТ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ДВУХФАЗНОМ МАТЕРИАЛЕ

Заболотский А.В., Турчин М.Ю., Хадыев В.Т., Мигашкин А.О.
ООО «Группа «Магнезит», Сатка

Моделирование роста усталостной трещины было выполнено для двухфазного материала с периодической структурой. В частности, к таким структурам может быть сведена структура огнеупорных и керамических материалов, широко применяемых в качестве промышленных и строительных конструкционных материалов [1, 2]. В простейшем случае такой материал содержит одну твердую фазу, а в качестве второй фазы выступают пустоты – поры и микротрещины в материале. В большинстве случаев пустоты имеют сплющенную форму, приобретенную на стадии прессования изделия, которая может быть описана для моделирования как эллипсоид. Для упрощения вычислений принималось, что такие эллипсоиды обладали равными размерами и были расположены регулярно, их размеры и расстояния между ними рассчитаны, исходя из среднего размера дефектов по данным исследований под микроскопом и кажущейся плотности материалов. Схожие модели структуры были также получены авторами путем прямого моделирования микроструктуры материалов, при этом был реализован один из алгоритмов заполнения пространства шарами различного размера, соответствующего зерновому составу смеси для прессования реальных огнеупорных материалов.

Пустоты в материалах играют роль концентраторов напряжений, таким образом, их поверхности с малым радиусом кривизны могут выступить в качестве источника трещины, рост которой начнется при локальном напряжении в конструкции значительно меньшем, чем предел прочности бездефектного материала [3]. Прирост площади дефекта может быть определен при помощи энергетического критерия: в этом случае энергия деформации материала расходуется на формирование новой поверхности материала, причем скорости роста трещины в разных направлениях могут быть различными. Соотношение этих скоростей может быть определено в зависимости от градиента деформации материала в этих направлениях [4]. Применение такого подхода требует определения размера деформированной области вокруг вершины трещины, энергия которой расходуется на формирование новой поверхности дефекта, критерия остановки трещины и расчета условия перехода трещины в область катастрофического роста.

Примененный подход позволил описать поведение лабораторных образцов при термическом ударе [5], в частности он объясняет последовательность появления термических трещин и «смену лидера» роста по мере развития термомеханических напряжений во время резкого остывания образца. Кроме того, такой подход объясняет появление трещин, распространяющихся по сложной траектории в промышленных конструкциях в условиях сложного теплообмена и, как следствие, термомеханической нагрузки.

1. Заболотский А.В. Построение и исследование модели поровой структуры керамического материала. // Инновационная наука. № 03-1/2017. с. 27 - 34.
2. Заболотский А.В. Моделирование структуры связки керамического материала как перколяционного кластера второго порядка. // Сборник статей международной научно-практической конференции "Совершенствование методологии познания в целях развития науки" в 3 ч./ Ч.3 - Уфа. Аэтерна. 2017. с. 67 - 76.
3. Zabolotsky A.V., Axelrod L.M. Application of the Cell Automata Method to the Brittle Material Thermal Fatigue Fracture Simulation. // Journal of Scientific and Engineering Research. 2017. V.4 №10 pp. 284-292.
4. Zabolotskiy A. V., Turchin M. Y., Khadyev V. T., Migashkin A. O. Numerical investigation of refractory stress-strain condition under transient thermal load. AIP Conference Proceedings 2310, 020355 (2020); https://doi.org/10.1063/5.0034479
5. Andreev K., Tadaion V., Zhu Q., Wang W., Yin Y., Tonnesen T. Thermal and mechanical cyclic tests and fracture mechanics parameters as indicators of thermal shock resistance –case study on silica refractories. Journal of European Ceramic Society, 39 (2019) 1650-1659.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-106

СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ ЭВОЛЮЦИЯ В КОМПОЗИТЕ ВТ6/CU, ПОЛУЧЕННОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ

Зыкова А.П., Гусарова А.В, Воронцов А.В., Чумаевский А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Метод фрикционной перемешивающей обработки (ФПО) является перспективным методом получения новых композиционных материалов на основе титана [1,2]. В работе [3] авторы показали возможность получения композита Ti6Al4V/TiO_2 ФПО, имеющего повышенную микротвердость поверхности. В работе [4] получен композит Ti6Al4V/B4C ФПО с повышением твердости, модуля упругости, предела прочности при сжатии на ~57%, 17%, 47% соответственно, по сравнению с исходным Ti6Al4V. Несмотря на возрастающий интерес к созданию композитов на основе титановой матрицы методом ФПО, существует ряд ограничений, которые необходимо устранить:

1) низкая теплопроводностью титана, приводящая к ограниченной свариваемости и большому градиенту в зоне перемешивания;

2) выбор материала инструмента, так как обработка титана приводит к большому износу инструмента, загрязняет обрабатываемую зону.

Тем не менее, ФПО характеризуется сочетанием высоких температур и высоких скоростей деформации. В ВТ6 процессы деформации дополнительно сопровождаются фазовыми превращениями, что делает их особенно интересными для фундаментального изучения. Особый интерес вызывает in situ композит системы Ti-Cu, так как небольшое количество меди (5 об.%) приводит к значительному повышению износостойкости, коррозионной стойкости, высокой прочности при повышенных температурах, обладают огнезащитной функцией. Учитывая благоприятное влияние Cu на свойства ВТ6 при получении композиционных материалов различными методами, в настоящем исследовании показаны особенности формирования структурно-фазового состава in situ композита ВТ6/Cu методом ФПО.

В работе исследовали листовой прокат ВТ6 размером 60×300×2,5 мм^3. Для получения in situ композита ВТ6/Cu использовали промышленные порошки Cu (чистота 99,5%) со средним размером частиц 10,5±0,5 мкм. Перед изготовлением композитов на пластинах ВТ6 были сделаны отверстия для порошка Cu диаметром 1,2 мм, глубиной 2 мм и интервалом между отверстиями 5,4 мм. Диаметр, глубина и интервал между отверстиями создавали общий объем в зоне перемешивания пластины ВТ6 около 5 об.% Cu. Далее порошки Cu засыпали в отверстия и уплотняли механическим способом. В процессе ФПО использовали инструмент из жаропрочного сплава на основе никеля с пином в форме усеченного конуса высотой 2 мм, диаметром плеч инструмента 20 мм, углом наклона инструмента 3°. Во всех экспериментах ФПО ВТ6 использовалось направление вращения инструмента против часовой стрелки. Для равномерного распределения порошков Cu внутри матрицы ВТ6 проводили много проходную ФПО пластин ВТ6 со 100% перекрытием без изменения направления между проходами. Во избежание перегрева инструмента использовали систему водяного охлаждения инструмента. Аргон использовался в качестве защитного газа для предотвращения окисления обрабатываемой пластины ВТ6 в процессе ФПО.

Микроструктура исходного ВТ6 характеризовалась большим количеством α-зерен (средний размер 4,5 мкм) с зернограничной β-фазой (рис. 1а). После четырехпроходной ФПО ВТ6 происходит формирование большого количество β-зерен (рис. 1б). Микроструктуры, обнаруженные в верхней и средней частях зоны перемешивания (ЗП), отличаются друг от друга тем, что верхняя часть состоит из зерен α-Ti и β-Ti с расположенными внутри них мелкими рекристаллизованными зернами (рис. 1в). В средней части ЗП микроструктура состоит преимущественно из β-фазы. Наблюдается измельчение зерна до 1,3±0,08 мкм. Температура на поверхности 4-проходной ФПО ВТ6 составляла около 900-990 °С, то есть близкая к температуре β-перехода. Внутри ЗП температура может быть даже выше, чтобы

вызвать превращение α+ β→ β и, таким образом, увеличить количество β-зерен после охлаждения.

Микроструктура верхней и средней частей ЗП композита ВТ6/Cu после шестипроходной ФПО также сильно отличаются. Верхняя часть ЗП характеризуется наличием зерен α-Ti размером 0,78 ± 0,04 мкм и β-Ti размером 0,84 ± 0,04 мкм наряду с гораздо меньшим количеством игольчатых и ламинарных зерен α-Ti (рис. 1г). В средней части ЗП формируются чередующиеся структуры потока металла, приводимые в движение пином инструмента в процессе ФПО, как из зерен α-Ti размером 0,83 ± 0,047 мкм, так и из зерен β-Ti размером 1,97 ± 0,11 мкм (рис. 1д). Области β-Ti обогащены медью. Предполагается, что 6-проходная ФПО привела, таким образом, к образованию зерен β-Ti большего размера в средней части ЗП, чем у в верхней, из-за более высокого содержания меди. Распределение Cu в слоях Ti6Al4V различна и в некоторых местах достигает почти 20 ат. %, образуя пересыщенный твердый раствор Cu в ВТ6. При содержании ~30-35 ат.% Cu и 60 ат. % Ti формируется фаза Ti_2Cu.

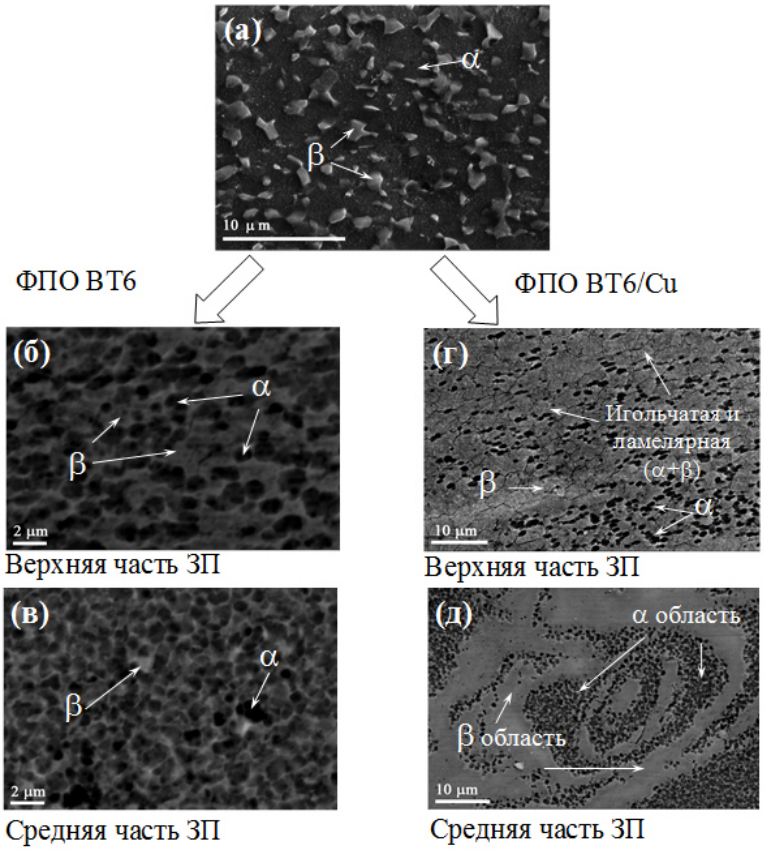


Рис. 1. РЭМ-изображения в режиме BSE: исходное состояние ВТ6 (а); после 4-х ФПО (б, в); после 6-ти ФПО ВТ6/Cu (г, д)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. Ding Z., Fan Q., Wang L. A Review on Friction Stir Processing of Titanium Alloy: Characterization, Method, Microstructure, Properties, Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science // 2019. Vol. 50. P. 2134–2162

2. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V.,Kolubaev E.A. A Review of Friction Stir Processing of Structural Metallic Materials: Process, Properties, and Methods // Metals. 2020. Vol. 10. P. 772.

3. Zhang C., Ding Z., Xie, Zhang L.C., Wu L., Fu Y., Wang L., Lu W. Electrochemical and in vitro behavior of the nanosized composites of Ti- L. 6Al-4V and TiO_2 fabricated by friction stir process // Applied Surface Science. 2017. Vol. 423. P. 331–339.

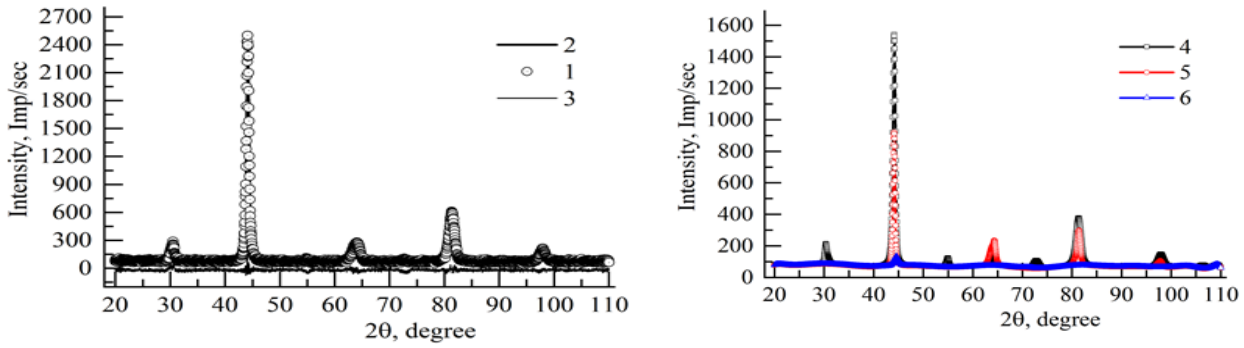
4. Wang T., Gwalani B., Shukla S., Frank M., Mishra R.S. Development of in situ composites via reactive friction stir processing of Ti–B4C system // Composites Part B: Engineering. 2019. Vol. 172. P. 54–60.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-107

ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ, СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА AlCoFeCrNi НЕЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА

[1]Иванов Ю.Ф., [2]Абзаев Ю.А., [3]Громов В.Е., [4]Коновалов С.В., [2]Клопотов А.А.
[1]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск
[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
[3]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[4]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, Самара

В высокоэнтропийных сплавах AlCoFeCrNi, вследствие высокой энтропии, низкой атомной диффузии, искажений решеток формируются структуры на основе простых кубических решеток (ГЦК, ОЦК). Представляет определенный интерес исследование количественного содержания фаз структурное состояние, стабильность, термодинамические, механические характеристики обнаруженных фаз в сплаве $Al_{34}Co_5Fe_{16}Cr_8Ni_{37}$, выявленные первопринципными методами. Детальное исследование возможного распада сплава $Al_{34}Co_5Fe_{16}Cr_8Ni_{37}$ в базах данных AFLOW, Material Project [1] показало, что наиболее вероятный распад может быть описан следующей реакцией: $Al_{34}Co_5Fe_{16}Cr_8Ni_{37} \rightarrow 2.75Al_3Ni_5+2.5AlFeCo_2+23.25AlNi+13.5Fe+8Cr$, которое реализуется для закрытых систем. В открытых и экстремальных условиях приготовления сплава содержание фаз может отличаться. Первопринципные расчеты показали также, что к стабильному соединению может быть отнесен сплав Cr_4Fe_5. Было установлено, что энергия Cr_4Fe_5, приходящая на атом, равна -3761.22 эВ, а энергия чистых элементов Fe, Cr равна – 9.52, – 10.63 эВ на атом соответственно. Обнаруженный список сплавов Al_3Ni_5, $AlFeCo_2$, Cr_4Fe_5 был использован для определения количественного содержания фаз в высокоэнтропийном сплаве $Al_{34}Co_5Fe_{16}Cr_8Ni_{37}$. Содержание фаз определяли методом Ритвельда; было использовано максимально возможное число уточняемых профильных, инструментальных параметров. Экспериментальная дифрактограмма $Al_{34}Co_5Fe_{16}Cr_8Ni_{37}$ была получена на дифрактометре Шимадзу, в угловом диапазоне 20 – 110 градусов, с шагом 0.03 и экспозицией в точке 0,5 сек., при напряжении 40 кВ. Результаты фазового анализа приведены на рис. 1.



а б

Рис. 1. Дифрактограмма сплава $Al_{34}Co_5Fe_{16}Cr_8Ni_{37}$ (а) 1 – эксперимент, 2 – интегральная расчетная интенсивность, 3 – разность интенсивностей; (б) дифрактограммы отдельных фаз: 4– AlNi, 5 – Cr_4Fe_5, 6 – $AlFeCo_2$

С высокой степенью сходимости было установлено, что сплавы AlNi, Cr_4Fe_5, $AlFeCo_2$ составляют долю 0.62; 30.2 и 3.65 в интегральной интенсивности, соответственно. Разность между экспериментальной и интегральной интенсивностями (рис. 1а, кривая 3) незначительна. Для обнаруженных фаз известна полная структурная информация после уточнения по методике Ритвельда, что позволяет провести оценки механических и термодинамических характеристик. Установлено, что для сплавов AlNi, $AlFeCo_2$ модуль сдвига равен 60.4, 88.9 ГПа соответственно. Объемный модуль – 161.3; 188.33 ГПа. Модуль Юнга – 161.09; 230.5 ГПа.

1. Электронный доступ: https://materialsproject.org, http://www.aflowlib.org/

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-108

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК, СИНТЕЗИРОВАННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

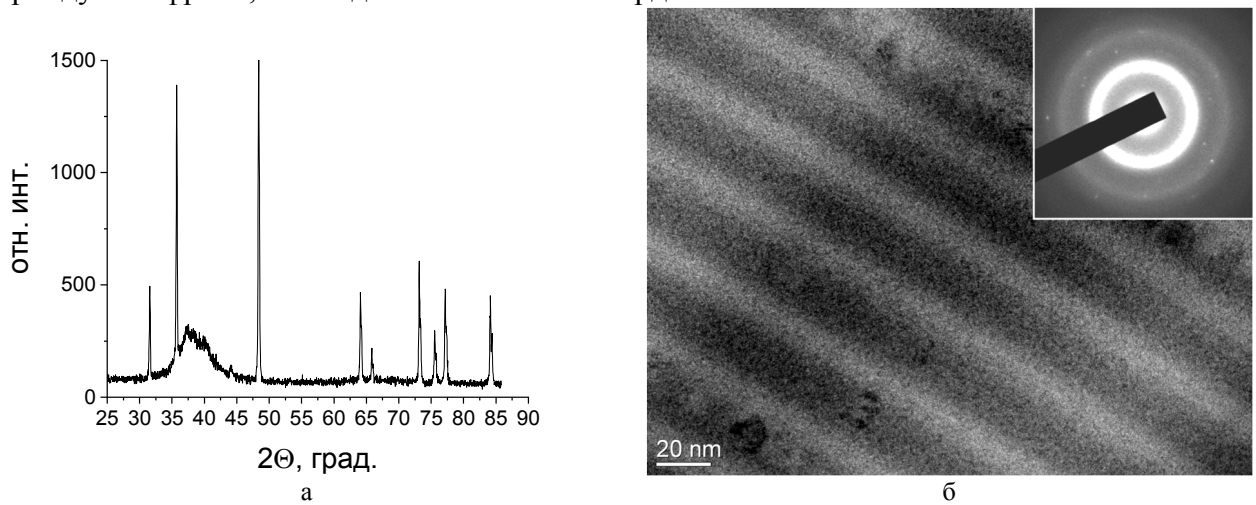
Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Прокопенко Н.А., Петрикова Е.А., Крысина О.В.
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) обладают уникальными свойствами, такими как превосходная удельная прочность, превосходные механические свойства при высоких температурах, исключительная пластичность и вязкость разрушения при криогенных температурах, суперпарамагнетизм и сверхпроводимость, что подчеркивает актуальность тематики и уровень научной и практической значимости исследования данных материалов.

Целью настоящей работы является получение новых знаний о структуре и свойствах высокоэнтропийных сплавов, синтезированных в виде тонких пленок на поверхности металлов и сплавов электронно-ионно-плазменным методом.

Формирование пленок ВЭС толщиной до 5 мкм осуществляли путем осаждения многоэлементной металлической плазмы, созданной электродуговым плазменно ассистированным одновременным независимым распылением катодов выбранных элементов. В качестве химических элементов, формирующих ВЭС, были использованы Ti, Al, Cu, Zr и Nb. Исследование фазового и элементного состава, дефектной субструктуры пленок ВЭС проводили методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (режимы TEM и STEM) и рентгеноструктурного анализа (РФА). Механические свойства пленок ВЭС характеризовали микротвердостью.

Методами микрорентгеноспектрального анализа выявлено присутствие в пленках следующих химических элементов (ат.%): Ti (25.7), Al (17.0), Nb (21.9), Zr (22.3), Cu (13.1). Методами РФА установлено, что пленки ВЭС являются рентгеноаморфным материалом (рис. 1, а). Присутствующие на рентгенограмме дифракционные максимумы соответствуют карбиду вольфрама, т.к. подложкой являлся твердый сплав ВК-8.



а б

Рис. 1. Рентгенограмма (а) и электронно-микроскопическое изображение (б) пленки ВЭС; пики на рентгенограмме соответствуют карбиду вольфрама (подложка ВК-8)

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии установлено, что пленки ВЭС являются слоистым материалом (рис. 1, б). На микроэлектронограммах наблюдаются два широких дифракционных кольца (рис. 1, б, вставка) на которых обнаруживаются точечные рефлексы. Последнее свидетельствует об аморфно-кристаллическом состоянии пленок.

Микротвердость пленок ВЭС, осажденных на ВК-8, при нагрузке на индентор 0,5 Н составляет 13,5 ГПа (усреднение проводили по 11 измерениям) и изменяется в пределах от 10,7 ГПа до 17,5 ГПа.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-109

БОРИРОВАНИЕ СТАЛИ, ИНИЦИИРОВАННОЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

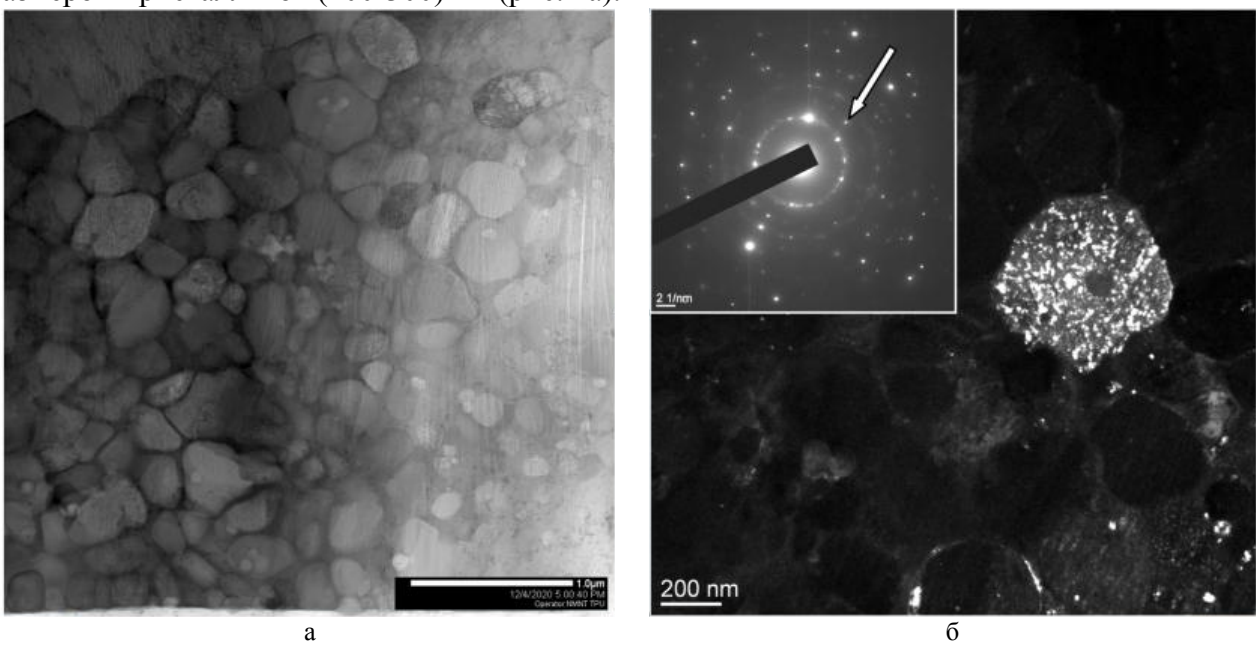
Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Толкачев О.С.
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Борирование в настоящее время является одним из эффективных методов химико-термической обработки, широко применяемой в промышленно развитых странах с целью повышения механических и трибологических свойств изделий из сплавов железа (в том числе и стали). Толщина, структура и, соответственно, свойства модифицированного слоя, а также расположенной под ним переходной зоны зависят от химического состава стали и метода борирования.

Целью настоящей работы является получение новых знаний о структуре и свойствах высокохромистой стали марки 12Х18Н10Т, подвергнутой электронно-ионно-плазменному борированию, сочетающему напыление пленки бора и металла и последующее облучение системы «пленка/подложка» интенсивным импульсным электронным пучком.

Формирование пленки бора на поверхности стали осуществляли методом плазменно-ассистированного ВЧ-распыления катода из порошка бора. Перед формированием пленки бора поверхность образцов механически шлифовали и полировали; после помещения в камеру установки и последующего вакуумирования – дополнительно очищали плазмой аргона. На образцы с пленкой бора толщина 200 нм напыляли пленку титана толщиной 1 мкм с помощью электродугового плазменно ассистированного распыления катода из сплава ВТ1-0. Облучение системы «пленка/подложка» интенсивным импульсным электронным пучком осуществляли, используя источник электронов типа «СОЛО» (17 кэВ, 20 Дж/см^2, 200 мкс, 3 имп., 0,3 с$^{-1}$). Исследование фазового и элементного состава, дефектной субструктуры модифицированного слоя стали проводили методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (режимы TEM и STEM). Механические свойства модифицированного слоя характеризовали твердостью и износостойкостью в условиях сухого трения.

Методами STEM и TEM анализа установлено, что в результате обработки формируется поверхностный слой толщиной до 4 мкм, имеющий поликристаллическую структуру с размером кристаллитов (200-300) нм (рис. 1а).



а б

Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение модифицированного слоя стали; (а) светлое поле (метод STEM); (б) темное поле, полученное в рефлексах [002]α-Fe + [002]FeB (метод TEM, на вставке приведена микроэлектронограмма, на которой указан рефлекс темного поля)

Анализ микроэлектронограмм показывает, что поверхностный субмикрокристаллический слой сформирован зернами α- и γ-Fe (рис. 1а). По границам и в объеме зерен выявляются наноразмерные частицы боридов титана, железа и хрома (рис. 1б).

Микротвердость модифицированного слоя, измеренная при нагрузке на индентор 5 мН, превышает 21 ГПа (усреднение проводили по 10 измерениям). Износостойкость модифицированного слоя превышает износостойкость исходной стали более чем в 20 раз.

Таким образом, рассмотренный в настоящей работе электронно-ионно-плазменный метод борирования позволяет модифицировать структурно-фазовое состояние поверхностного слоя стали, кратно повышая твердость и износостойкость материала. Следует отметить кратковременность данного процесса (совокупное время обработки 1,5-2 часа), экологическую чистоту (все процессы протекают в вакуумированной камере) и минимальное изменение структурно-фазового состояния и, следовательно, свойств объема модифицируемой детали, т.к. температура объема образца составляла (600-650) К. Последнее может быть важно при финишном модифицировании поверхностного слоя детали или изделия.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект №19-19-00183).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-110

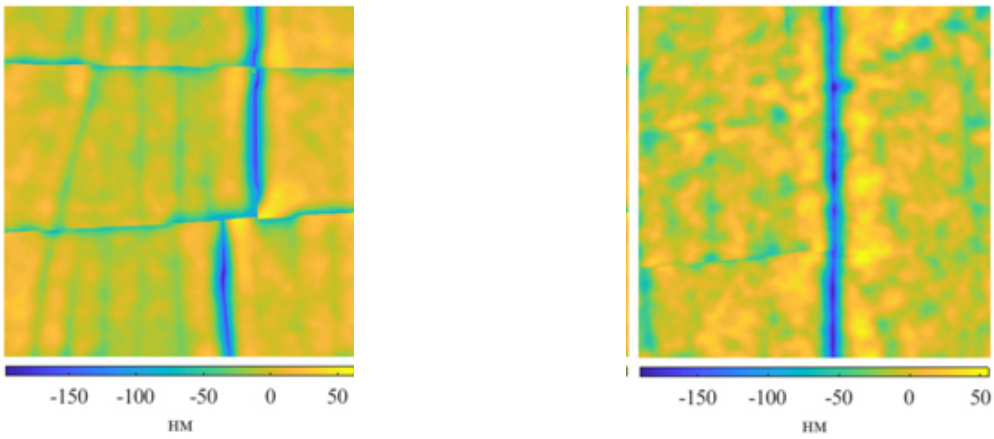
МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНОГО СЛОЯ НА ПОЛИУРЕТАНАХ СИНТЕЗИРОВАННЫХ ПО ДВУХСЛОЙНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

[1]Иванов Я.Н., [2]Изюмов Р.И., [1,2]Пелевин А.Г., [1,2]Осоргина И.В., [2]Чудинов В.С.
[1]Пермский государственный национальный исследовательский университет, Пермь
[2]Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Благодаря широкому диапазону значений механических свойств полиуретановые изделия применяются во многих сферах деятельности, в т.ч. в медицине. Ионно-плазменная обработка поверхности позволяет изменять трибологические и прочностные свойства поверхностного слоя, его поверхностную энергию и морфологию, износостойкость к УФ-излучению и воздействию агрессивных сред, а также влияет на биосовместимость. В частности, наличие углеродного слоя, полученного ионно-плазменным методом, улучшает биосовместимость полимеров [1-3].

В данной работе исследовалось влияние ионно-плазменной обработки на морфологию поверхности разных рецептур полиуретанов медицинского назначения [4]. А также изучено изменение морфологии поверхности углеродного слоя после механический воздействий. Полиуретаны синтезировались в лабораторных условиях по литьевой и растворной технологии при разной концентрации отвердителя и форполимера. Также были изготовлены двухслойные образцы по предложенной двухэтапной методике. Первый этап включал в себя синтез объемного слоя образца, подложки, изготовленной по литьевой технологии для обеспечения оптимальных конструкционных свойств. Второй этап состоял в изготовлении поверхностного слоя по растворной технологии на подложке для обеспечения более податливой поверхности, что является важным для минимального травмирования эндопротезом мягких тканей. Углеродный слой на однослойных и двухслойных полиуретановых образцах формировался с помощью ионно-плазменной обработки при разных энергиях и дозах ионов. С помощью оптической и атомно-силовой микроскопии исследовалась морфология поверхности недеформируемых образцов и растянутых на 12.5% и 25% на разрывной машине Testometric FS100.

С помощью полученных данных оценено влияние технологии на морфологию поверхности углеродного слоя до и после деформации. Показано, что предложенная модификация технологии изготовления полимерных образцов положительно сказалась на эксплуатационных характеристиках материала и способствовала уменьшению трещин в углеродном слое.



а б

Рис. 1. АСМ – изображения рельефа (20х20 мкм) однослойного (а) и двухслойного (б) образцов, обработанных плазмой с флюенсом $5 \cdot 10^{15}$ ионов/см^2, растянутых на 25%

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-19-00574).

1. I. Kondyurina, I. Shardakov, G. Nechitailo, V. Terpugov, A. Kondyurin, Cell growing on ion implanted

polytetrafluorethylene // Applied Surface Science. 2014. Vol. 314. P. 670–678. https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.07.057.
2. И.П. Парфенов А.А. Должиков Л.Я. Ярош, Изучение биосовместимости сетчатых эндопротезов с наноразмерным алмазоподобным углеродным покрытием для пластики дефектов передней брюшной стенки // Научные ведомости Белгородского государственного университета Серия Медицина. Фармация. 2011. № 22 (117). Вып. 16. С. 195-201.
3. Chudinov, V.S., Kondyurina, I.V., Terpugov, V.N. et al. Plasma Ion Treatment of Polyurethane Implants for Reducing the Foreign Body Rejection Rate // Biomed Eng 2020. Vol.54. P 255–257 . https://doi.org/10.1007/s10527-020-10016-4.
4. Осоргина И. В., Порозова С. Е., Плаксин С. А., Морозов И. А. Влияние длительной экспозиции в организме на состояние полиуретановых оболочек маммапротезов // Медицинская техника. 2016. № 1, С. 45-49.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-111

ОКИСЛЕНИЕ ВОДОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ Al/Ag ДЛЯ СОЗДАНИЯ СОРБЦИОННЫХ АНТИМИКРОБНЫХ АГЕНТОВ

Казанцев С.О., Ложкомоев А.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время активно ведется разработка сорбционных антимикробных агентов для очистки воды и биомедицинских применений. Известно, что грамотрицательные и грамположительные бактерии несут на своей поверхности отрицательный заряд, вследствие чего наиболее перспективными адсорбентами микроорганизмов являются материалы с положительным зарядом, например, оксид алюминия. Известно, что оксид алюминия хорошо адсорбирует микробиологические объекты, но при этом сам не обладает антимикробными свойствами [1]. Для придания антимикробных свойств поверхность оксида алюминия может быть функцианолизирована различными химическими группами или металлическими наночастицами.

В литературе описаны методы получения оксида алюминия, модифицированного наночастицами серебра, из солей алюминия и серебра [2-4]. Основным недостатком данных методов является образование побочных продуктов, загрязняющих целевое вещество, что требует дополнительных операций по его очистке. Одним из перспективных методов получения оксида алюминия модифицированного наночастицами серебра может стать окисление водой биметаллических наночастиц Al/Ag. В настоящей работе исследован процесс окисления водой наночастиц Al/Ag, содержащих 90 атм % Al и 10 атм % Ag, в различных условиях: в избытке воды; во влажном воздухе и в гидротермальных условиях (ГТО). Также изучено влияние термической постобработки продуктов окисления при 500 °C на физико-химические свойства полученных наноструктур.

При окисление в избытке воды наблюдается формирование агломератов нанолистов бемита с наночастицами серебра размером 5-10 нм, расположенными в центре агломератов (АГ AlOOH/Ag). При окисление в недостатке воды наблюдается формирование стержневидных наноструктур байерита с наночастицами серебра с размером 5-10 нм стабилизированные в оксидной фазе, оставшейся после растворения исходных наночастиц (ГС $Al(OH)_3$/Ag). В ГТО наблюдается формирование мелких нанопластинок бемита и наблюдается формирование наночастиц серебра размером до 30 нм (НП AlOOH/Ag). Было показано, что синтезированные наноструктуры в области pH от 3 до 8 имеют ζ-потенциал выше +30 мВ и имеют pHТНЗ в области pH 9 - 9,3. Синтезированные образцы преимущественно адсорбируют анионные красители. Максимальная адсорбционная емкость по эозину для АГ AlOOH/Ag составила 17 мг/г, для НП AlOOH/Ag – 3 мг/г и для ГС Al(OH)3/Ag – 12 мг/г.

После прокаливания при 500 °C наблюдается формирование γ-Al_2O_3 во всех трех случаях с сохранением морфологии оксида алюминия. При этом во всех случаях наблюдается перераспределение наночастиц Ag размером 5-10 нм по поверхности наночастиц γ-Al_2O_3. Наноструктуры также имеют положительный дзета-потенциал в области pH от 3 до 7, однако его величина незначительно уменьшается и наблюдается смещение pH точки нулевого заряда в область pH 7,2-8,0. Это связано с вкладом наночастиц серебра, перераспределившихся после прокаливания, на формирование двойного электрического слоя наноструктур.

Полученные наноструктуры с высокой эффективностью осаждают бактериальные клетки и проявляют бактерицидный эффект. Минимальная ингибирующая концентрация (МИК) наноструктур γ-Al_2O_3/Ag по отношению к *E.coli* и *S.aureus* после прокаливания в 2-4 меньше, чем для исходных наноструктур. Уменьшение МИК связано с выходом серебра на поверхность наноструктур, что обеспечивает более эффективную доставку Ag+ к бактериальным клеткам.

Таким образом, были синтезированы наноструктуры обладающие выраженными

мембранотропными свойствами и обладающие высокой антимикробной активностью, являющиеся перспективными для разработки новых антимикробных агентов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0033.

1. Глазкова, Е. А., Сваровская, Н. В., и др. Закономерности адсорбции микроорганизмов волокнистым сорбционным материалом, включающим частицы псевдобемита // Современные проблемы науки и образования: электронный научный журнал. 2013.№ 2.
2. Chen, M., Yan, L., He, H., Chang, Q., Yu, Y., Qu, J. Catalytic sterilization of Escherichia coli K 12 on Ag/Al2O3 surface.//Journal of inorganic biochemistry. 2006. T.101. № 5. P 817-823.
3. Jastrzębska, A. M., Kunicki, A. R., Olszyna, A. R., Karwowska, E. Al2O3–Ag nanopowders: new method of synthesis, characterisation and biocidal activity//. Advances in Applied Ceramics.2011. No.2. T.110. P. 108-113.
4. Jastrzębska, A. M., Karwowska, E., Olszyna, A. R., & Kunicki, A. Influence of bacteria adsorption on zeta potential of Al2O3 and Al2O3/Ag nanoparticles in electrolyte and drinking water environment studied by means of zeta potential// Surface and Coatings Technology.2015. T. 271.P. 225-233.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-112

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНЫХ МИКРОЭЛЕМЕНТОВ ЦИНК, СТРОНЦИЙ И КРЕМНИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ

[1,2]Казанцева Е.А., [1]Комарова Е.Г., [1,2]Химич М.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В работе было показано, что элементы-заместители Zn, Sr и Si, содержащиеся в гидроксиапатите (ГА) в микроколичестве 1,14 ат.%, оказывали существенное влияние на формирование структурно-фазовых состояний в кальций-фосфатных (КФ) покрытиях при осаждении Zn-Si- или Sr-Si-замещенного ГА методом микродугового оксидирования (МДО).

Покрытия были сформированы методом МДО на поверхности титановых образцов (марки ВТ1-0) в импульсном однополярном анодном режиме при следующих параметрах: напряжение – 200-350 В, длительность импульсов – 100 мкс, частота – 50 Гц, время нанесения покрытий – 10 мин. Осаждение проводили в трех электролитах, содержащих: H_3PO_4 (30%-ный раствор), $CaCO_3$ (100 г/л) и ГА (60 г/л). Электролиты отличались по составу введенного ГА: 1) стехиометрический ГА ($Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$); 2) Zn-Si-замещенный ГА ($Ca_{9,5}Zn_{0,5}(PO_4)_{5,5}(SiO_4)_{0,5}(OH)_2$); 3) Sr-Si-замещенный ГА ($Ca_{9,5}Sr_{0,5}(PO_4)_{5,5}(SiO_4)_{0,5}(OH)_2$) [1-3]. В результате было получено три типа покрытия: КФ покрытия; Zn-Si-содержащие КФ (Zn-Si-КФ) покрытия; Sr-Si-содержащие КФ (Sr-Si-КФ) покрытия.

Установлено, что КФ и Sr-Si-КФ, осажденные при низком напряжении 200 В, находились в рентгеноаморфном состоянии, о чем свидетельствовало на рентгенограммах область диффузного рассеяния на малых углах 2θ = 10-35°, соответствующая аморфной КФ фазе [2-3]. Zn-Si-КФ покрытия, сформированные при таком же напряжении, находились в аморфно-кристаллическом состоянии, так как на рентгенограммах помимо области диффузного рассеяния наблюдались слабоинтенсивные рефлексы фазы монетита ($CaHPO_4$, ICDD № 09-0080) [1]. При этом, на рентгенограммах КФ покрытий наблюдались рефлексы фазы α-Ti (ICDD № 44-1294), соответствующие материалу подложки, что может быть связано с небольшой толщиной покрытий ~ 50 мкм. На рентгенограммах Zn-Si-КФ и Sr-Si-КФ покрытий интенсивность этих рефлексов α-Ti была существенно ниже, чем у контрольных КФ покрытий, поскольку они были более толстыми (60-65 мкм). Увеличение толщины Zn-Si-КФ и Sr-Si-КФ, по сравнению с контрольными КФ покрытиями, может быть связано с участием ионов проводящих металлов (Zn^{2+}, Sr^{2+}) в плазмохимических реакциях при МДО, которые усиливают реакционную способность всех компонентов электролита, в результате чего увеличивается скорость роста покрытий [1-3].

Повышение напряжения процесса МДО от 250 до 350 В привело к формированию во всех типах покрытий аморфно-кристаллической структуры. На дифрактограммах наблюдалось уменьшение интенсивности области диффузного рассеяния и увеличение интенсивности рефлексов от кристаллической фазы $CaHPO_4$ в различной степени в зависимости от типа покрытий. В работе был рассчитан объем кристаллической фазы в аморфно-кристаллических покрытиях по интегральным значениям интенсивности пиков от кристаллических фаз, отнесенных к общей интенсивности всех рефлексов от кристаллической и аморфной фаз в материале. Результаты расчетов показали, что покрытия, сформированные при высоком напряжении МДО 350 В, по количеству содержащейся в них кристаллической фазы $CaHPO_4$ имеют следующий порядок: Zn-Si-КФ (73 об.%) > Sr-Si-КФ (52 об.%) > КФ (40 об.%). Безусловно это связано с участием ионов проводящих металлов Zn^{2+} или Sr^{2+} в плазмохимических реакциях при МДО, приводящих к локальному нагреву электролита в момент электрического пробоя и последующему быстрому охлаждению после затухания разряда. Известно, что Zn обладает меньшим электросопротивлением $5{,}65 \cdot 10^{-6}$ Ом·см^3 и большей теплопроводностью 1,16 Вт/см·К, по сравнению с Sr (уд. электросопротивление – $30{,}3 \cdot 10^{-6}$ Ом·см^3, коэф. теплопроводности – 0,353 Вт/см·К). Как

известно, процесс зародыщеобразования кристаллов начинается при большой степени переохлаждения в системе. Увеличение температуры электролита и, как следствие, наиболее экстремальное охлаждение, в момент фазообразования покрытия приводят к увеличению скорости роста кристаллов, а также к формированию кристаллов неравномерно развитой формы (например, пластинчатых, как в нашем случае [1-3]).

Важно отметить, что повышение импульсного напряжения до 350 В приводит к формированию покрытий с неоднородной по толщине структурой. Показано, что кристаллическая фаза $CaHPO_4$ формируется только в поверхностном слое, а внутренний слой покрытий находится в квазиаморфном состоянии. Изменение структуры покрытий от квазиаморфной до аморфно-кристаллической по толщине покрытия от подложки к поверхности может быть связано с повышением температуры электролита со временем МДО, способствующей зародыщеобразованию кристаллов и увеличению скорости их роста.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект № FWRW-2021-0007.

1. Komarova E.G., Kazantseva E.A., Chaikina M.V., Bulina N.V., Sedelnikova M.B., Sharkeev Y.P. Morphological and structural features of micro-arc Zn-Si-containing calcium phosphate coatings // Materials Today: Proceedings. 2020. N. 25. P. 439-442.

2. Komarova E.G., Sedelnikova M.B., Chaikina M.V., Ivashenko Y.O., Sharkeev Y.P. Formation of structure and composition of Sr-Si-containing calcium phosphate coatings via micro-arc oxidation // Materials Today: Proceedings. 2019. N. 12. P.137-141.

3. Komarova E.G., Chebodaeva V.V., Khlusov I.A., Litvinova L.S., Sharkeev Yu.P. Formation of the hierarchical porous structure and surface morphology in the micro-arc calcium phosphate coatings // AIP Conference Proceedings. N. 2167. P. 020167 (4)

4. Сафронова Т.В, Путляев В.И. Медицинское неорганическое материаловедение в России: кальцийфосфатные материалы // Наносистемы: физика, химия, математика. 2013. Т. 4. № 1. С. 24–47.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-113

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННО-АРМИРОВАННОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА

[1]Каманцев И.С., [1]Кузнецов А.В., [1,2]Привалова В.В., [1]Швейкин В.П.
[1]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург
[2]Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

В настоящей работе рассматривается сравнительный анализ результатов испытаний на растяжение образцов алюминиевого сплава и алюмоматричного композиционного материала, армированного непрерывными углеродными волокнами. Армирование выполнено в одном направлении (вдоль оси растяжения).

Углеволокно придаёт прочность и жёсткость композиту в направлении ориентации волокон. Алюминиевый сплав, являющийся матрицей композита, обеспечивает совместную работу отдельных волокон за счёт собственной жёсткости.

В модели эксперимента предполагается, что механическое поведение композиционного материала определяется свойствами матрицы алюминиевого сплава и прочностью армирующего углеволокна.

Экспериментально было установлено, что предельная деформация армированного углеволокном композита составляет 15%, хотя предельная деформация самого углеволокна не превышает 2,5 %. Стоит отметить, что в отличие от неармированного материала, где образование шейки соответствует классическим представлениям экспериментальной механики разрушения, в исследуемом композиционном материале локализация видимых пластических деформаций наступает на самом последнем этапе и сопровождается незначительным изменением площади поперечного сечения. Таким образом, особенностью поведения полученного композиционного материала является равномерность протекающих пластических деформаций по всему объему образца. Для объяснения подобного эффекта предложена гипотеза, заключающаяся в предположении, что армирующие волокна равномерно разрываются по всему объему образца.

В рассматриваемом композиционном материале предполагается объёмная доля армирующего волокна около 2%, что может считаться минимальной концентрацией углеволокна. Понятие минимальной концентрации армирующих волокон вводится применительно к композитам, в которых матрица более пластична, чем волокна. В случае, когда объёмная доля волокна меньше минимальной концентрации разрушение волокон не приводит к немедленному разрушению всего композита. Объясняется это тем, что неразрушенное сечение матрицы способно нести более высокую нагрузку, чем суммарное сечение разрушенных волокон. Растущая нагрузка приводит к разрушению волокон на более мелкие части, так называемое множественное разрушение [1].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН, проект № АААА-А18-118020790145-0. Экспериментальные исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

1. Андреева А.В. Основы физикохимии и технологии композитов: Учебное пособие для вузов. – М.: ИПРЖР, 2001. – 192 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-114

ОЦЕНКА ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПЕРСПЕКТИВНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ТИПА 26ХМФА В ИНТЕРВАЛЕ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР

[1]Каманцев И.С., [1]Кузнецов А.В., [1]Путилова Е.А., [1]Задворкин С.М., [2]Веселов И.Н., [2]Пышминцев И.Ю., [1]Маргамов И.Г.

[1]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

[2]АО «РусНИТИ», Челябинск

Активное развитие арктических регионов тесно связано с необходимостью создания и внедрения новых технологий и материалов для нефтегазопромысловых труб, устойчивых к экстремальным температурно-силовым воздействиям и обеспечивающих долговечность, надежность и экономичность применяемых конструкций. Ранее, на примере перспективной стали типа 26ХМФА, разработанной как материал для труб нефтегазового сортамента высоких групп прочности (Т95, С110 по международному стандарту), эксплуатируемых в кислых средах [1, 2], нами было показано, что данная сталь при комнатной температуре обладает высокими значениями циклической трещиностойкости. Выявлена аномальная стабильность скорости распространения усталостной трещины на линейном Пэрисовском участке при увеличении действующего размаха коэффициента интенсивности напряжений, демонстрирующая повышенное сопротивление усталостному разрушению в исследованном диапазоне [3]. Наряду с высокими показателями механической прочности исследуемая сталь характеризуется высокой стойкостью к агрессивным средам, в частности, сероводородсодержащим. В настоящей работе представлены результаты определения характеристик сопротивления распространению усталостной трещины в интервале температур от минус 70 до плюс 20 ºС.

Для проведения испытаний на циклическую трещиностойкость в исследуемом интервале температур из сегмента трубы, изготовленной из стали типа 26ХМФА, были изготовлены СТ-образцы. Известно, что при распространении усталостной трещины в ее вершине формируется локализованная зона пластической деформации, в которой происходят изменения ряда свойств материала [4]. После циклических испытаний были проанализированы изменения, сопутствующие распространению усталостной трещины. На боковой поверхности образцов в окрестности усталостной трещины с помощью оптической профилометрии получены данные об изменении рельефа поверхности. В вершине усталостной трещины проанализировано распределение микротвердости. Полученные данные сопоставлены с результатами лазерной динамической спекл-интерферометрии.

Установлено, что с понижением температуры испытаний до минус 70 ºС скорость роста усталостной трещины снижается, а в вершине усталостной трещины существенно меняется форма и размер локализованной пластической деформации. В пределах локализованной зоны пластической деформации выявлен прирост значений микротвердости.

Информация о величине и характере изменения свойств, зарегистрированная методами неразрушающего контроля, может быть использована для развития комплексного подхода для оценки текущего состояния и прогнозирования ресурса металлоконструкций.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ проект № 20-08-00392_а. При выполнении исследований использовано оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

1. Pyshmintsev I.Y., Veselov I.N., Erehinskiy B.A., Chernukhin V.I., Shiriaev A.G. Advanced development of highly corrosion-resistant pipes for hydrosulfuric environment // Pipeline transport: theory and practice. 2016. №5. P. 26-31.

2. Pyshmintsev I.Yu., Veselov I.N., Maltseva A.N., Uskov D.P. Specific Effects of Microalloying Elements on the Development of the Strength Properties of Low-Alloyed Chromium-Molybdenum Pipe Steels // AIP Conf. Proc. 2053, 030056 2018; doi: 10.1063/1.5084417.

3. I.S. Kamantsev, A.V. Kuznetsov, E.A. Putilova, I.N. Veselov, I.Yu. Pyshmintsev, E.S. Gorkunov, and N.A. Drukarenko. Fracture resistance characteristics of the promising 26KhMFA pipe steel // AIP Conference Proceedings. 2020. 2310, 020136 https://doi.org/10.1063/5.0034341.

4. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций: Уч. Пос. Для вузов / Г.В. Клевцов, Л.Р. Ботвина, Н.А. Клевцова, Л.В. Лимарь, М.: МИСиС. – 2007. -– 264 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-115

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЕЧЕННОМ ПОРИСТОМ СПЛАВЕ TiNi–Ti-Co/Ni

Кафтаранова М.И., Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Мамазакиров О.Р.,
Моногенов А.Н., Ходоренко В.Н.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Реализация в сплавах на основе TiNi мартенситного превращения является одним из факторов при выборе его для дальнейшего использования в качестве имплантационного материала. Это открывает возможности для разработки новых конструкционных и функциональных имплантируемых устройств. Ранее в работе [1] было показано, что при диффузионном спекании порошка TiNi, полученного гидридно-кальциевым восстановлением, из-за процессов окисления и активной сегрегации титана на свободные поверхности наблюдается значительное обеднение соединения TiNi по Ti. Это в свою очередь приводит к смещению температур фазовых превращений в низкотемпературную область близкую к температурам кипения жидкого азота. Скомпенсировать обеднение соединения TiNi по титану возможно за счет дополнительного введение в состав спекаемой смеси порошка Ti. Однако, наряду с однородной по химическому составу матрицей TiNi в сплавах наблюдается выделение большого количества отдельных частиц Ti_2Ni и Ti_4Ni_2O, а также прослоек фазы Ti_2Ni вдоль границ зерен. Введением дополнительных добавок Co и Ni в состав материала TiNi-Ti планируется отрегулировать параметры пористости, а также скорректировать количество фаз Ti_2Ni за счет вовлечения титана в состав фаз с Co и Ni. Таким образом совместное спекание порошка TiNi с добавками Ti, Co, Ni позволит добиться реализации в материале мартенситных превращений, а также выровнять матричную фазу TiNi по фазовому и химическому составу, что в дальнейшем благоприятно скажется на прочностные и пластические характеристики сплавов.

Данная работа посвящена комплексному анализу и взаимосвязи параметров фазовых мартенситных превращений и морфологических особенностей в спечённых пористых материалах TiNi-Ti-Co/Ni.

Экспериментальные образцы TiNi с добавками Ti, Co и Ni получены из порошков TiNi (ПВ–Н55Т45) и Ti (ПТЭМ-1), порошка Co (ПК-1у) и Ni (ПНК). Для исследования влияния добавок Ti, Co, Ni использован интервал концентраций добавки Ti 5.0; 7.5 at. % сверх навески TiNi, добавка Co, Ni составила 1,5 ат.%. Размер частиц порошка TiNi в пределах 100 – 160 мкм. Порошковую смесь просушивали, смешивали и засыпали с начальной пористостью 60–70 % в кварцевые капсулы, которые имели внутренний диаметр 13–14 мм и длину 65–80 мм. Спекание капсул с порошковой насыпкой проводили в горизонтальном положении в электровакуумной печи СНВЭ–1.31/16–И4 в течение 15 мин при температуре 1255±5ºС. Данный температурно-временной режим позволяет получать пористые материалы с оптимальной степенью спекания. Последовательность и характеристические температуры МП изучали методами определения температурной зависимости удельного электросопротивления (СИЭС-30). Структурные особенности сплавов исследовали методом растровой электронной микроскопии на микроскопе (SEM).

Исследование кривых удельного электросопротивления показало, что введением добавок Ti, Ni, Co можно планомерно оказывать влияние на температуры мартенситных превращений (МП) за счет изменения концентрационного состава соединения TiNi. Согласно проведенным исследованиям установлено, что для сплавов TiNi-Ti при увеличении добавки Ti от 5 до 7,5 at. % Ti фаза типа Ti_2Ni приобретает отличительные морфологические признаки. В сплавах с добавками Ti до 5 at. % Ti фаза Ti_2Ni представлена в виде отдельных фаз круглой, пирамидальной форм, а также прослоек фазы Ti_2Ni вокруг отдельных зерен. С повышением добавки до 7,5 at. % Ti увеличивается количество расплава Ti_2Ni, который вовлекает отдельные крупные и мелкие частицы, обогащенные по титану, и приводит к формированию дендритной структуры Ti_2Ni–TiNi. Однако данный факт незначительно отражается на изменении температур мартенситных превращений поскольку объёмное

содержание фазы Ti_2Ni в материале не изменяется наблюдается только изменение его морфологии.

Введение дополнительных активирующих добавок Co и Ni в равной концентрации 1,5 ат. % позволило за счет вовлечения титана в формирование фаз с Co и Ni снизить количество фаз Ti_2Ni. Использование различных концентрационных добавок Ti позволяет выровнять по химическому составу фазу TiNi, ответственную за реализацию мартенситного превращения. Состав фазы TiNi определен с участков, свободных от частиц вторичных фаз Ti_2Ni (табл. 1).

Таблица 1. Состав матричной фазы TiNi в сплавах на основе никелида титана, полученных диффузионным спеканием

Образец	Состав, ат. %	
	Ti	NI
TiNi+5 at. % Ti + 1.5 Ni	48.06± 0.1	51.94± 0.17
TiNi+5 at. % Ti + 1.5 Co	49.56± 1,3	50.43± 0.36
TiNi+7.5 at. % Ti + 1.5 Ni	49.69± 0.19	50.30± 0.17
TiNi+7.5 at. % Ti + 1.5 Co	49.16± 0,20	50.89± 0,15

Добавки кобальта оказывают плавное влияние на температуры МП в то время, как, в сплаве TiNi+5Ti+1.5Ni добавка никеля приводит к существенному изменению характеристических температур превращения. Видно, что МП не завершается вплоть до -196 °C (таблица 2). Вероятно данное поведение характеристических температур связано с обогащением материала по никелю и выделением в матричной фазе TiNi, ответственной за мартенситное превращение мелкодисперсных частиц, обогащенных по никелю Ti_3Ni_4.

Однако уже в сплаве TiNi+7.5Ti+1.5Ni за счет выравнивания химического состава матрицы за счет добавки Ti и перераспределения фаз Ti_2Ni температуры сплавов выравниваются. Характерной особенностью является то, что мартенситное превращение во всех сплавах реализуется по типу $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$.

Таблица 2. Характеристические температуры мартенситных превращений в сплавах на основе никелида титана, полученных диффузионным спеканием

Образец	Температура МП, °C				
	T_R	M_s	M_f	A_s	A_f
TiNi+5Ti	60	37	0	10	29
TiNi+7.5Ti	60	39	5	18	31
TiNi+5Ti+1.5Co	47	25	0	2	40
TiNi+7.5Ti+1.5Co	55	31	0	2	40
TiNi+5Ti+1.5Ni	46	-120	-	-	47
TiNi+7.5Ti+1.5Ni	60	38	0	27	55

Таким образом, показано, что введение активирующих добавок Co и Ni в концентрации 1,5 ат. % позволило за счет вовлечения титана в формирование фаз с Co и Ni скорректировать избыточное количество фаз Ti_2Ni. Изучена взаимосвязь сформированной структуры и характеристик мартенситных превращений в пористых сплавах на основе никелида титана, полученных методом диффузионного спекания. Показало, что введением добавок Ti, Ni, Co можно планомерно оказывать влияние на температуры мартенситных превращений (МП).

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект 19-79-10045).

1. Anikeev S.G. Kaftaranova M.I., Khodorenko V.N. et al. Effect of Titanium Additions on Structural Aspects of Porous TiNi-Based Materials Prepared by Diffusion Sintering // Inorganic Materials. 2020. V. 56 (9). P. 918-923.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-116

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПЕКАНИЕМ

Кафтаранова М.И., Марченко Е.С., Гарин А.С., Скосырский А.Б.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На сегодняшний день металлы и сплавы с пористой структурой являются одними из наиболее распространенных материалов, которые используются для создания хирургических имплантатов при замене костных тканей. Поскольку костные ткани обладают градиентной пористой структурой, это накладывает необходимость разработки пористых материалов с необходимой для конкретного случая пористостью и морфологией стенок пор. Среди различных металлических биоматериалов широкое применение нашли титановые сплавы. Их высокая технологичность дает возможность создавать высокопористые сплавы, а малая масса и высокая удельная поверхность сплавов позволяет успешно интегрироваться в живые твердые и мягкие ткани организма.

Множество изделий, для изготовления которых ранее применялся только монолитный титан, сегодня успешно изготавливают из титановых порошков. Свойства пористых спеченных изделий, полученных методами порошковой металлургией титана, иногда превосходят свойства компактного металла. Из порошков возможно изготовление как беспористых спеченных материалов с высокой плотностью, а также деталей с сохранением пористости и неполного контакта между частицами. Способ получения пористых титановых сплавов является одним из факторов, определяющих структурные и физико-механические характеристики исходного материала. На сегодняшний день достаточно большое количество работ посвящено исследованию структуры и свойств титановых сплавов, полученных различными методами, что доказывает актуальность и перспективность его дальнейшего исследования [1,2]. В данной работе проведено исследование макро- и микроструктурных характеристик пористых сплавов из порошка титана ПТОМ-1, полученных различными методами с целью создания материала с однородной структурой порового пространства.

Методами порошковой металлургии были получены образцы пористого материала на основе титана как без использования временного наполнителя пор (образец №1), так и с его добавками (образец №2, образец №3). В качестве исходного материала использован порошок титана марки ПТОМ-1 (ГОСТ (ТУ): 14-22-57-92, г. Екатеринбург) со средним размером фракции 45 мкм. Химический состав порошка приведен в таблице (таблица 1).

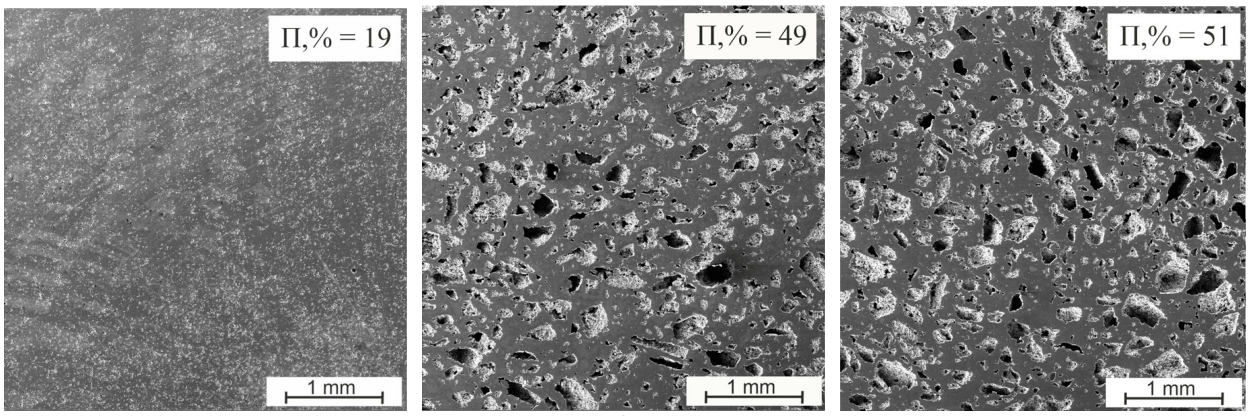
Таблица 1. Химический состав порошка ПТОМ-1

Химический состав, %							
Fe+Ni	Cl	H	Ti	C	Si	N	Ca
0,40	0,004	0,35	основа	0,05	0,10	0,08	0,08

В качестве временного порообразователя взята химически чистая соль (хлорид натрия) с фракцией 100–150 мкм. Проведен входной анализ используемого при спекании порошка. Методом рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа в порошке Ti помимо основной фазы α-Ti, также обнаружены и идентифицированы фазы TiC и TiH_2. Для изготовления образца №1 порошок титана ПТОМ-1 свободно засыпают в кварцевую трубку диаметром 12 мм и длинной 170 мм. Засыпку подвергают вибрационному воздействию, уплотняя порошок до плотности 2.1 г/см^3, с целью получения более равномерного распределения пор и улучшения контакта частиц друг с другом. При изготовлении образцов №2 и №3 порошок титана смешивали с порообразователем, с последующим прессованием данной смеси при давлении 20 МПа. Спекание всех заготовок проводят в кварцевой оболочке в вакууме $6 \cdot 10^{-3}$ Па в диапазоне температур 800÷1100 °С. Длительность спекания составляет 70÷100 мин. Отличительной особенностью образца №2 и №3 между собой является метод удаления временного порообразователя. В первом случае порообразователь

удалялся одновременно с вакуумным спеканием материала, во втором производилось предварительное спекание при температуре около 700С, далее вымачивание образца в дистиллированной воде в течении 7 дней и заключительное спекание диапазоне температур 800÷1100 °С. Морфологические особенности и микроструктуру порошка и образцов исследовали методом растровой электронной микроскопии на микроскопах Philips SEM 515. Концентрационный состав фаз определяли с помощью энергодисперсионного микроанализатора EDAX ECON IV. Исследование фазового состава проводилось на дифрактометре XRD-6000 на CuK_{α}-излучении. Средний размер пор определен с помощью метода секущих.

В ходе исследования установлено, что для всех спечённых образцов (образец №1-3) характерно одномодальное распределение пор по размерам. Дополнительное использование порообразователя в ходе спекания благоприятно сказывается на формирование макроструктуры образцов №2 и №3. Наблюдается значительное увеличение пористости образцов от 19 до 51 % (рис.1).



а б в

Рис. 1. Макроструктура образцов пористого спеченного Ti: №1 (а), №2 (б), №3 (в)

Согласно литературным данным пористость порядка 50 % является допустимой величиной для создания пористо-проницаемых имплантируемых устройств. Увеличение пористости образцов хорошо согласуется с ростом среднего размера пор от 45 – 156 мкм соответственно. Методом рентгеноструктурного анализа установлен фазовый состав всех образцов. Основной фазой для всех материалов является фаза α-Ti. Массовое содержание фазы составляет 80 – 86 mas. %. Помимо основной α-Ti обнаружены такие соединения как β-Ti, фаза TiO_2, $CaTiO_3$. Образование фаз с кислородом TiO_2, $CaTiO_3$ в сплавах возможно поскольку при температуре выше 600 °С Ti активно взаимодействует с кислородом. Присутствие Ca в соединении $CaTiO_3$ обусловлено исходным составом порошка ПТОМ-1. Установлено, что использование в качестве порообразователя химически чистой соли не отразилось на изменении фазового состава полученных материалов.

Таким образом показано, что применением различных методов получения пористого спеченного Ti можно получать материал с различной структурой порового пространства. Показано, что наиболее предпочтительными для создания биосовместимых пористо-проницаемых имплантируемых устройств являются сплавы №1 и №2 пористость которых составляет 49–51 %.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № 0721-2020-0022.

1. Назаренко В.А. Материалы на основе титана, полученные методами порошковой металлургии // Вестник донбасской машинообувной технологии. 2010. №2(19). С. 203–207.
2. In-Shup Ahn, Tek-Kyoung Sung, Sung-Yeal Bae and etc. Synthesis of Titanium Carbide by Thermo-Chemical Methods with TiH2 and Carbon Black Powders // Materials Science and Engineering. 2006. V. 12. No. 3. P. 249-253.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-117

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ОБЫЧНОГО И ДВОЙНОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ TINICU ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Киреева И.В., Победенная З.В., Чумляков Ю.И., Марченко Е.С.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На монокристаллах эквиатомного сплава $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ (ат.%) с двухстадийным B2-B19-B19′ мартенситным превращением (МП), ориентированных вдоль [$\bar{1}$17]- и [011]-направлений, исследован обычный эффект памяти формы (ЭПФ) под растягивающими напряжениями $\sigma_{вн}$=25–250 МПа и двойной ЭПФ после старения в B19-мартенсите при $\sigma_{вн}$=250 МПа. Показано, что деформация превращения $\varepsilon_{пр}$ под нагрузкой в исследованных монокристаллах сплава $Ti_{50}Ni_{40}Cu_{10}$ реализуется за счет последовательного развития вначале B2-B19 МП, затем B19-B19′ МП и завершается деформацией, связанной с раздвойникованием B19′-мартенсита.

Экспериментально установлено, что под растягивающими напряжениями величина деформации превращения $\varepsilon_{пр}$, ЭПФ, термического гистерезиса ΔT_h и необратимой деформации $\varepsilon_{необ}$ зависит от ориентации кристалла и уровня внешних растягивающих напряжений. При $\sigma_{вн}$=25 МПа в циклах «нагрев-охлаждение» на зависимости «деформация превращения-температура» ($\varepsilon_{пр}$(T)) в исследованных кристаллах наблюдается замкнутая $\varepsilon_{пр}$(T)-кривая с величиной обратимой деформации 1.4% и 2%, соответственно, в [$\bar{1}$17]- и [011]-кристаллах. Следовательно, наблюдается обычный ЭПФ. С увеличением растягивающих напряжений до 250 МПа величина $\varepsilon_{пр}$ и ЭПФ увеличиваются. Показано, что во всех исследованных ориентациях при $\sigma_{вн}$=250 МПа деформация при первом B2-B19 и втором B19-B19′ переходах достигает теоретически рассчитанных значений деформации решетки ε_0, соответственно, для B2-B19 и B19-B19′ МП при растяжении, тогда как деформация раздвойникованием B19′-мартенсита теоретически рассчитанных значений достигает только в [$\bar{1}$17]-кристаллах. При $\sigma_{вн}$=250 МПа в [$\bar{1}$17]-кристаллах при реализации первого B2-B19 перехода $\varepsilon_{пр}$=3.7%, второго B19-B19′ перехода $\varepsilon_{пр}$=0.3% и при раздвойниковании B19′ $\varepsilon_{пр}$=2.3%, из которой 0.2% не вернулось при нагреве. Таким образом, в [$\bar{1}$17]-кристаллах общая величина $\varepsilon_{пр}$ и ЭПФ составила 6.1%. Величина термического гистерезиса равная 10 К с ростом напряжений $\sigma_{вн}$ остается постоянной. В [011]- кристаллах при $\sigma_{вн}$=250 МПа при B2-B19 переходе $\varepsilon_{пр}$=6.1%, B19-B19′ переходе $\varepsilon_{пр}$=0.4%, при раздвойниковании B19′-мартенсита $\varepsilon_{пр}$=4.2%, которая на 3.0% оказалась меньше теоретических значений и при этом необратимая деформация при нагреве составила 1.7%. Термический гистерезис при напряжениях $\sigma_{вн}\leq$200 МПа равен 10-12 К, а при $\sigma_{вн}$>200 МПа увеличился до 18-20 К.

Показано, что старение в B19-мартенсите под растягивающими напряжениями 250 МПа в течение 2 часов приводит к проявлению растягивающего двойного ЭПФ, который не наблюдается в исходных закаленных кристаллах. Величина двойного ЭПФ составила 1% в [$\bar{1}$17]-кристаллах и 2.5% в [011]-кристаллах. Физическая причина появления растягивающего двойного ЭПФ связана с появлением внутренних ориентированных растягивающих напряжений, источником которых является остаточный B19-мартенсит и дислокации, возникающие в результате старения в мартенсите под нагрузкой.

Предложены механизмы, объясняющие зависимость величины деформации раздвойникования B19′-мартенсита и термического гистерезиса ΔT_h от ориентации кристалла и уровня внешних напряжений, обусловленные ориентационной зависимостью уровня напряжений исходной высокотемпературной B2-фазы.

Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № 0721-2020-0022.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-118

ЭВОЛЮЦИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ СТРУКТУРЫ СИЛУМИНА ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА, ОБЛУЧЕННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

[1]Клопотов А.А., [2]Иванов Ю.Ф., [1]Устинов А.М., [1]Абзаев Ю.А., [2]Тересов А.Д., [3]Загуляев Д.В., [1]Цветков Н.А.

[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

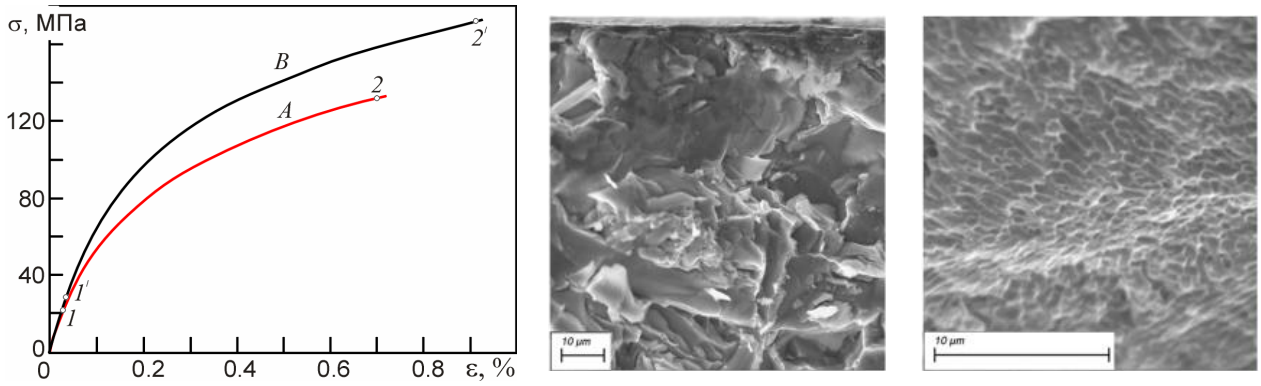
[3]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Силумины являются дешевыми сплавами системы Al-Si, обладают хорошей коррозионной стойкостью и хорошими литейными свойствами, малым удельным весом. Существенным недостатком силуминов является наличие сравнительно крупных включений кремния и интерметаллидов, охрупчивающих материал. Последнее существенно сужает сферу применения данного, несомненно, перспективного сплава в промышленности.

Цель настоящей работы – выявление возможностей повышения пластических свойств силумина доэвтектического состава в условиях облучения поверхности материала импульсным электронным пучком.

В качестве материала исследования использован сплав АК10М2Н. Испытания силумина на растяжение осуществляли на плоских пропорциональных образцах в виде двухсторонних лопаток в соответствии с ГОСТ 1497-84. Одноосное растяжение образцов осуществляли на испытательной машине «INSTRON 3386» с постоянной скоростью 1,25 мм/мин. Распределение деформаций в приповерхностных слоях образца при растяжении фиксировали с использованием оптической измерительной системы VIC-3D [1]. Рабочую область части образцов облучали с двух сторон в вакууме импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» (17 кэВ, 50 Дж/см^2, 100 мкс, 3 имп., 0,3 с$^{-1}$). Исследование поверхности разрушения осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии.

Деформационные кривые силумина в литом состоянии (кривая 1) и облученного импульсным электронным пучком (кривая 2), приведены на рис. 1, а. Выявлено увеличение пластичности облученного силумина более чем в 1.5 раза, повышение прочности – в 1,3 раза.



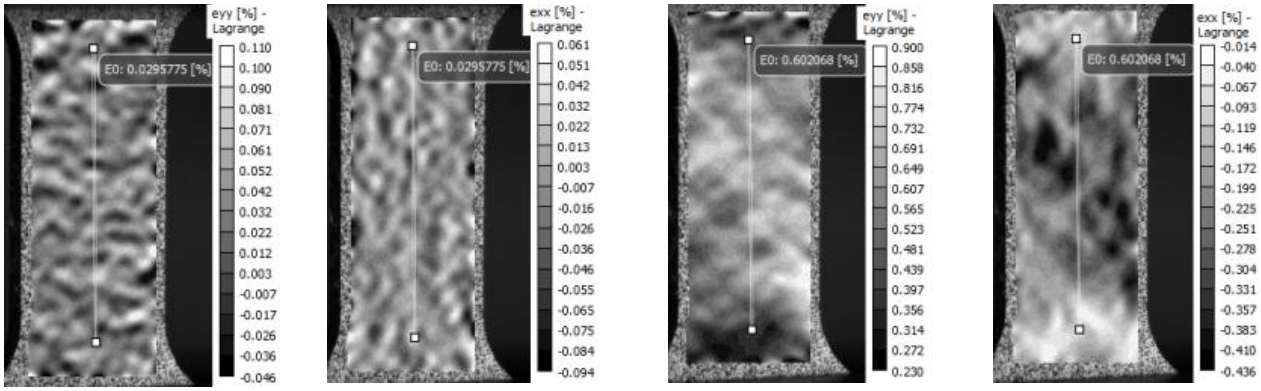
а б в

Рис. 1. Деформационные кривые литого (кривая А) и облученного (кривая В) образцов (а); структура поверхности разрушения силумина в литом состоянии (б) и после облучения импульсным электронным пучком (в)

Методами фрактографии установлено (рис. 1б и 1в), что увеличение пластических и прочностных свойств облученного импульсным электронным пучком силумина обусловлено формирование в сравнительно тонком (толщиной до 100 мкм) поверхностном слое образцов многофазной субмикро- нанокристаллической структуры (рис. 1в).

На рис. 2 и рис. 3 приведены распределения деформационных полей на поверхности исследуемых на начальной стадии при одноосной деформации растяжением и при деформации, предшествующей разрушению. На приведенных спекл-картинах на упругой

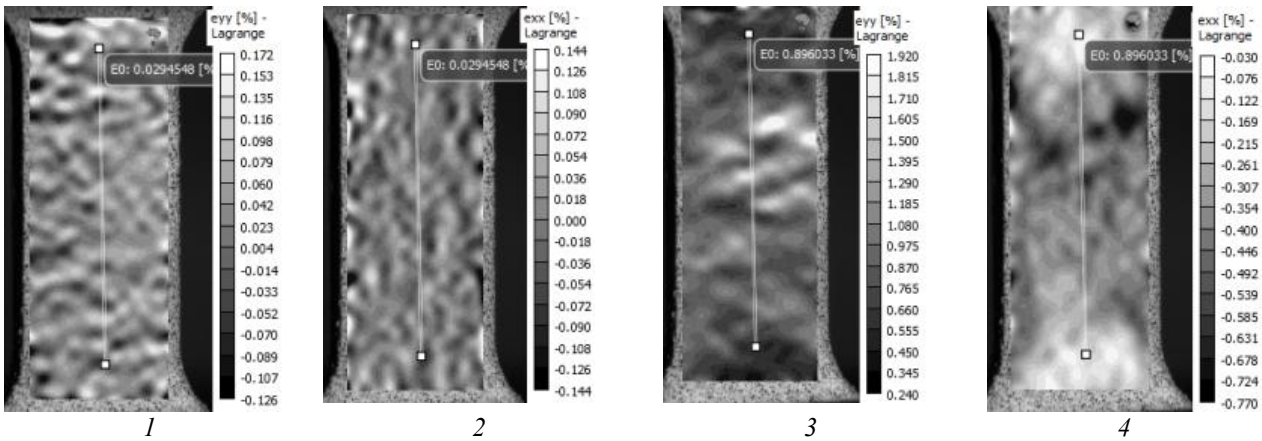
стадии при малой деформации до 0.03 – 0.04 % при одноосном растяжении на литых и облученных образцах наблюдается фрагментированная структура, состоящая из мелких локальных областей с разными значениями деформации в них. Согласно существующим в литературе представлениям [2] эти локальные области деформации представляют как деформационные или упругопластические домены. При этом эти области локализации могут включать в себя целые группы зерен.



1 *2* *3* *4*

Рис. 2. Картины распределений продольных ε_{YY} и поперечных ε_{XX} относительных деформаций на поверхности не облученного образца при средних деформациях по рабочему полю: *1*) ε_{YY}=0.033%; *2*) ε_{XX}=0.033%; *3*) ε_{YY}=0.60%; *4*) ε_{XX} =0.60%. Этим картинам соответствуют точки 1′ и 2′ на деформационной кривой А на рис. 1а

При деформационных воздействиях, предшествующих разрушению, на не облученном образце на спекл-картинах поперечных ε_{XX} относительных деформаций отчетливо видно, что произошло образование локальных очагов деформации с более высокими значениями деформации. Эти локальные очаги деформации квазипериодическим образом расположены в виде цепочек под углом близким к 45°. На облученном образце таких распределений деформационных полей на спекл-картинах не наблюдается.



1 *2* *3* *4*

Рис. 3. Картины распределений продольных ε_{YY} и поперечных ε_{XX} относительных деформаций на поверхности облученного образца при средних деформациях по рабочему полю образца: *1)* ε_{YY} =0.029%; *2)* ε_{XX} =0.029; *3)* ε_{YY} =0.896%; *4)* ε_{XX} =0.896%. Этим картинам соответствуют точки 1′ и 2′ на деформационной кривой В на рис. 1 *а*

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект № 19-79-10059).

1. Sutton M.A., Orteu J.J., Schreier H. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. - University of South Carolina, Columbia, SC, USA, 2009. 364 p.
2. Романова В.А., Балахонов Р.Р. и др. Микромеханическая модель эволюции деформационного рельефа в поликристаллических материалах. Физическая мезомеханика. 2017. Т.20 Вып.3. С. 81-90.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-119

ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 И МЕДИ МАРКИ М1 В СОСТОЯНИИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ПОСЛЕ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПОЛУЧЕНИЯ

Княжев Е.О., Панфилов А.О., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Соколов П.С., Жуков Л.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие высокопроизводительных аддитивных технологий, приводит к тому, что актуальным становится изготовление деталей, в том числе крупногабаритных, с использованием методов, не позволяющих получать изделия с высокими механическими свойствами. В первую очередь это обусловлено формированием в материале литой структуры с преобладанием крупных зерен вытянутых вдоль направления отвода тепла. Дополнительными факторами при таких методах, как электронно-лучевая аддитивная проволочная технология, являются испарение из ванны расплава легирующих элементов, например, магния, а также образование пор различного структурно-масштабного уровня, типа, формы и локализации. Повышение механических свойств отчасти возможно за счет управления подводом и отводом тепла в зоне печати путем регулирования параметра тока пучка и скорости печати как в целом по образцу, так и на каждом слое в отдельности. Но, снижение прочностных свойств за счет управления параметрами печати в полной мере устранить возможно только частично, и добиться механических свойств материала на уровне прочности листового проката не представляется возможным без проведения дополнительных упрочняющих постобработок. Одним из путей упрочнения материалов, полученных аддитивным методом, является фрикционная перемешивающая обработка, позволяющая сформировать в материале ультрамелкодисперсную зеренную структуру с механическими свойствами на уровне свойств листового проката. При этом, несмотря на проведение исследований по обработке аддитивных материалов, недостаточно сведений имеется в литературе касательно закономерностей структурного отклика материала в зависимости от размера зерна и состояния зеренной структуры. В настоящей работе целью проведения исследований являлось определение особенностей реакции аддитивно-полученного материала и в состоянии прокатки на примере меди марки М1 и алюминиевого сплава АМг5. Структурный отклик материала определяли по параметрам момента на валу шпинделя и сопротивления продольному перемещению инструмента. Обработку осуществляли с использованием инструмента с пином квадратного сечения 6х6 мм высотой 3 мм. Полученные результаты свидетельствуют о высокой роли нестабильностей пластического течения материала при обработке образцов меди М1, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства. Изменение параметров процесса позволило частично решить проблему. В образцах меди марки М1 в состоянии после проката, нестабильности изменения параметров процесса проявляются только на этапе внедрения инструмента, снижаясь и практически исчезая после прогрева материала и начала движения инструмента. При этом, величина скачков на графике (усилие сопротивления перемещению инструмента) была существенно ниже. В алюминиевых сплавах нестабильности процесса обработки при использовании инструмента с квадратным пином проявляются в меньшей степени. В структуре аддитивно-полученных образцов алюминиевого сплава существенных дефектов не выявлено и распределение основных зон соответствует типичному для обработки листового проката. В аддитивно-полученных медных образцах, в которых проявлялись нестабильности пластического течения, структура представлена высокодефектной с наличием существенных неоднородностей. В образцах, полученных после коррекции режима структура представляется менее дефектной с типичной структурой в том числе для обработки листового проката.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-120

НЕЛИНЕЙНЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТЕРЖНЯ С НЕЛОКАЛЬНОЙ ДИФФУЗИЕЙ, СОПРОВОЖДАЕМОЙ ФАЗООБРАЗОВАНИЕМ

Князева А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Многокомпонентные и многофазные материалы и структуры, в том числе синтезируемые аддитивными методами, часто можно представить в виде отдельных и связанных между собой элементов – стержней, балок, пластин и т.д. От поведения этих элементов и связей между ними зависит поведение конструкций в целом. В настоящей работе изучается поведение в агрессивной среде стержня, один торец которого зажат, а второй свободен от действия внешних сил. Как и в теории Бернулли-Эйлера, принимается, что в процессе колебаний все сечения стержня, перпендикулярные его оси, остаются плоскими. Напряжения вдоль оси стержня σ_x связаны с его прогибом $w(x,t)$ и концентрациями диффузанта C_R и продукта реакции C_P соотношением

$$\sigma_{xx} - \xi \frac{\partial^2 \sigma_{xx}}{\partial x^2} = -E\left(z\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + \alpha_R\left(C_R - C_{R0}\right) + \alpha_P\left(C_P - C_{P0}\right)\right),$$

где E – модуль упругости стержня; z – расстояние от срединной линии стержня; α_R, α_P – коэффициенты концентрационного расширения; C_{R0}, C_{P0} – концентрации в исходном веществе, ξ – параметр нелокальности. Уравнение движения также выводится с учетом нелокальности изгибающего момента и его связи с моментами, вызванным изменением состава.

Насыщение стержня активным элементом происходит вдоль всей его поверхности, а также со свободного торца. Изменение состава стержня возможно вследствие диффузии, переноса диффузанта под действием возникающих напряжений, а также вследствие химической реакции, что учитывается в диффузионной задаче, включающей уравнение

$$t_D \frac{\partial^2 C_R}{\partial t^2} + \left(1 + \frac{t_D \beta}{\rho A}\right)\frac{\partial C_R}{\partial t} = D\frac{\partial^2 C_R}{\partial x^2} - \frac{B_\sigma}{\rho}\frac{\partial}{\partial x}\left[C_R \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x}\right] + \frac{\beta}{A\rho}\left[C_e - C_R\right] - t_D k_0 \frac{\partial \varphi}{\partial t} - k_0 \varphi .$$

Здесь β – коэффициент массообмена; D – коэффициент диффузии; B_σ – коэффициент переноса под действием напряжений; A – площадь сечения стержня; k_0 – константа скорости реакции; ρ – плотность материала стержня (принятая неизменной); C_e – концентрация диффузанта в окружающей среде; φ – кинетическая функция. Конечность времени релаксации потока массы t_D, которая привела к гиперболическому уравнению массопереноса, связана с нелокальностью диффузии и возможной структурной неоднородностью материала стержня.

Уравнения движения и диффузии дополняются уравнением кинетики для продукта реакции и граничными условиями, соответствующими описанной ситуации.

В некоторых частных случаях модель допускает линеаризацию и применение традиционных для таких задач аналитических методов. Величина прогибов и критические условия потери устойчивости стержня зависят от всех параметров модели. Заметим, что подобные задачи вызывают интерес в совершенно разных приложениях [1-3] и др.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

1. K. S. Surana, D. Mysore, J. N. Reddy Thermodynamic consistency of beam theories in the context of classical and non-classical continuum mechanics and a thermodynamically consistent new formulation // Continuum Mech. Thermodyn. (2019) 31:1283–1312 https://doi.org/10.1007/s00161-019-00744-8

2. A.S. Usmani, J.M. Rotter, S. Lamont, A.M. Sanad, M. Gillie Fundamental principles of structural behavior under thermal effects // Fire Safety Journal 36 (2001) 721–744.

3. Yepeng Xu, Ding Zhou Two-dimensional thermoelastic analysis of beams with variable thickness subjected to thermo-mechanical loads // Applied Mathematical Modelling 36 (2012) 5818–5829

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-121

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРОВОЛОКИ И МЕТАЛЛОТРИКОТАЖА ИЗ СПЛАВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Ковалёва М.А., Ясенчук Ю.Ф., Байгонакова Г.А., Гюнтер С.В., Ветрова А.В.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Введение. В настоящее время металлотрикотаж, изготовленный из сверхэластичной проволоки толщиной 40–100 мкм на основе TiNi, успешно применяют в экспериментальной медицине для пластики костных и мягких тканей [1, 2]. Описание биомеханического взаимодействия гиперупругой биологической ткани и гиперупругого трикотажного имплантата до сих пор не сделано, так как является сложной физической задачей, которую необходимо решить для повышения эффективности пластики мягких тканей. В рамках этой задачи необходимо разработать критерии подобия реологического поведения трикотажного имплантата и биологической ткани. Для этого нужно описать деформационное поведение имплантата и биологической ткани, рассчитать контактные напряжения в интерфейсе, которые должны находиться в пределах физиологических нагрузок определенной биологической ткани, с которой контактирует имплантат. Цель данной работы: используя метод одноосного растяжения, исследовать при комнатной температуре деформационное поведение образцов проволоки толщиной 60 мкм из сплава TiNi, металлотрикотажа и биологических тканей, и с помощью критериев оценить биомеханическую совместимость трикотажного материала и биологической ткани.

Материалы и методы исследования. Для исследования были приготовлены образцы проволоки толщиной 60 мкм из сплава TiNi и металлотрикотаж, связанный из этой проволоки. Образцы кожи, сухожилий и мышц длиной 50 – 60 мм готовили из свежего бычьего коленного сустава. Диаграммы однократного и циклического одноосного растяжения получали при помощи программноуправляемого электромеханического комплекса для механобиологии. В программном приложении MCalibration, разработанном компанией Polymer FEM, выполняли калибровку полученных экспериментальных моделей для биологических тканей. Была выбрана расчетная модель Бергстрома-Бойса с учетом эффекта Маллинза (Bergstrom Boyce Mullins), как наиболее подходящая. В качестве входных данных использовали результаты однократного и циклического одноосного растяжения.

Результаты и обсуждение. Получены диаграммы одноосного однократного растяжения до разрыва и циклического растяжения проволоки 60 мкм из сплава TiNi и металлотрикотажа из этой проволоки (рис. 1).

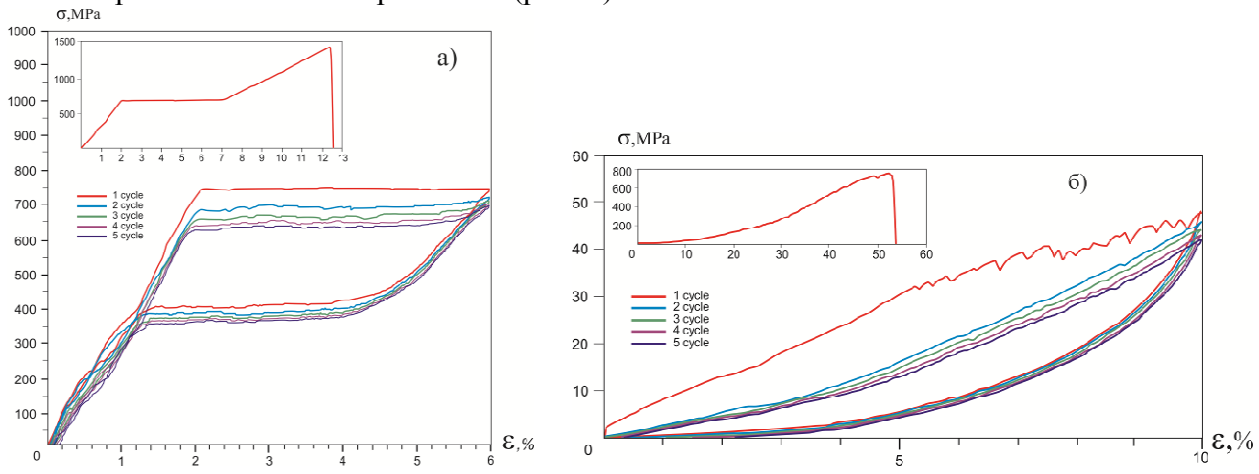


Рис. 1. Деформационная диаграмма циклического (5 циклов) растяжения и однократного растяжения до разрыва проволоки TiNi 60 мкм (а); Деформационная диаграмма циклического растяжения (5 циклов) и однократного растяжения до разрыва трикотажной ленты из проволоки 60 мкм (б)

Также получены деформационные диаграммы циклического одноосного растяжения кожи, мышцы и сухожилия. Проволока из сплава TiNi в условиях циклического растяжения

выдерживает без остаточной деформации до 6% относительного удлинения. Диаграмма «напряжение – деформация» проволоки TiNi существенно отличается от диаграммы трикотажной ленты, так как металлотрикотаж – это напряженно – связанная конструкция из многочисленных контактов между витками. Диаграмма однократного растяжения проволоки до разрыва имеет три линейных участка: участок упругой деформации аустенита B2; участок вязкого течения, участок линейного упрочнения (рис.1-(а)). Диаграмма циклического одноосного растяжения проволоки с гистерезисом напряжений является типичной для сверхэластичной проволоки TiNi. Площадь гистерезиса соответствует диссипативным потерям на внутреннее трение при обратимом фазовом превращении аустенит-мартенсит (рис.1).

При одноосном растяжении металлотрикотажа из проволоки TiNi до разрыва на диаграммах не обнаружено участков текучести, вызванных мартенситным переходом. Предел прочности достигается только при изгибе контактных участков петель трикотажа в зоне разрушения. Это свидетельствует о том, что при одноосном растяжении образца на 10% напряжения вне контактных участков при сложной деформации петель трикотажа не достигают напряжения мартенситного сдвига и остаются ниже предела упругости. При циклическом растяжении были получены деформационные зависимости с эффектом размягчения, типичные для гиперупругих эластомеров (рис.1-(б)). На диаграммах циклического растяжения трикотажа ветвь разгрузки содержит линейные участки с низким и высоким модулем упругости и переходным нелинейным участком. Площадь гистерезиса первого цикла растяжения значительно превосходит площадь гистерезиса следующих циклов. Путем однократного и циклического одноосного растяжения построены диаграммы растяжения кожи, сухожилия и мышцы. Обнаружено, что все исследованные биологические ткани деформируются подобно гиперупругим эластомерам и проявляют эффект размягчения при циклическом растяжении. Диаграмма растяжения кожи в диапазоне физиологических нагрузок наиболее близка диаграмме растяжения трикотажа из проволоки TiNi. Результаты, полученные растяжением биологических тканей, соответствуют результатам других авторов.

С помощью расчетной модели Bergstrom Boyce Mullins получена диаграмма циклического растяжения эластомерного стержня длиной 50 мм толщиной 1 мм. Используя подгонку получили расчетную диаграмму подобную экспериментальной диаграмме растяжения металлотрикотажа. Степень соответствия можно описать с помощью критериев подобия.

Выводы. Сравнение диаграмм растяжения проволоки 60 мкм и металлотрикотажа показало, что неоднородность распределения нагрузки в трикотаже ограничивает проявление эффекта сверхэластичности, свойственного проволоке. TiNi металлотрикотаж и биологические ткани при одноосном растяжении проявили резиноподобное поведение, свойственное гиперупругим материалам. По результатам калибровки расчетной модели были выбраны параметры, которые будут являться основными критериями соответствия механического поведения расчетной модели, трикотажного имплантата и биологической ткани.

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Российской Федерации.

1. Chernyshova, A., Kolomiets, L., Chekalkin, T., Chernov V., Sinilkin I., Gunther V., Marchenko, E., Baigonakova, G., Kang, J.H. Fertility-Sparing Surgery Using Knitted TiNi Mesh Implants and Sentinel Lymph Nodes: A 10-Year Experience // Journal of Investigative Surgery, 2020

2. Deepak Kapoor. Nitinol for Medical Applicatiëons: A Brief Introduction to the Properties and Processing of Nickel Titanium Shape Memory Alloys and their Use in Stents // Johnson Matthey Technol. Rev., 2017, 61, (1), 66–76

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-122

ВЛИЯНИЕ СТАДИЙНОСТИ ПРОЦЕССА МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЯХ

[1]Комарова Е.Г., [1,2]Казанцева Е.Г., [1,2]Химич М.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Разработка объемных пористых кальций-фосфатных (КФ) покрытий на поверхности металлических имплантатов, обеспечивающих химическое и структурное сходство с костной тканью, а также успешное прорастание костной ткани в имплантат, является актуальной задачей биомедицинского материаловедения. Высокотехнологичный метод микродугового оксидирования (МДО), отличающийся стадийностью процесса, перспективен для осаждения на поверхности металлов толстых (десятки-сотни микрометров) пористых КФ покрытий с иерархически-организованной структурой. Целью настоящей работы было изучение формирования многоуровневой иерархической структуры КФ покрытий при осаждении методом МДО на поверхности титана в зависимости от величины приложенного напряжения и длительности процесса.

В работе представлены результаты растровой электронной микроскопии (РЭМ), рентгенофазового анализа (РФА) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) сформированных КФ покрытий. Показано, что в потенциостатическом режиме со временем процесса МДО до 10 минут плотность тока убывала по гиперболическому закону при различных приложенных напряжениях (200, 250, 300, 350 В). В то время как толщина покрытий увеличивалась по логарифмическому закону до 50 мкм при минимальном напряжении 200 В и до 135 мкм при максимальном напряжении 350 В. Полученные функции плотности тока и толщины покрытия хорошо согласуются с известными литературными данными о стадийности процесса МДО и позволили нам разделить процесс нанесения покрытий на две стадии. Первая стадия (от 0 до 4 мин) соответствовала интенсивному снижению плотности тока МДО и высокому темпу роста толщины покрытия; во второй стадии (от 2 до 10 мин) плотность тока принимала минимальные значения и выходила на плато, при этом рост толщины покрытия замедлялся. Также была введена переходная зона между стадиями в интервале времени 2-4 мин, учитывающая перемещение временных границ стадий в зависимости от величины приложенного напряжения.

Стадийное изменение плотности тока со временем микродуговой обработки и, как следствие, температурных условий синтеза покрытий привело к формированию в них многоуровневой структуры. При минимальном напряжении 200 В формировалась квазиаморфная структура по всей толщине покрытия. В первую минуту процесса МДО формировалось тонкое (толщиной ~15 мкм) неоднородное покрытие в виде локальных «островков», содержащих на поверхности зародыши структурных элементов полусферической формы с внутренними порами, в промежутках между «островками» присутствовали кратерообразные микро-/нанопоры. Элементный микроанализ показал следующий элементный состав в «островках» покрытия: P (15,5 ат. %), Ca (5,7 ат. %), O (68,3 ат. %) и Ti (10,5 ат. %). Промежуточные микро/нанопористые области содержали преимущественно Ti (25,6 ат. %) и O (68,0 ат. %), что соответствовало оксидному барьерному слою (TiO_2) на поверхности титана. В течение 2-ух минут нанесения было сформировано уже однородное КФ покрытие толщиной ~ 29 мкм, во внутренней структуре которого наблюдались многочисленные микропоры и поровые каналы, а на поверхности присутствовали полностью сформировавшиеся структурные элементы сфероидальной формы (сферы) с внутренними порами и внешними порами, находящимися в углублениях между сферами. Элементный состав данных покрытий был следующий: P (16,4 ат. %), Ca (5,7 ат. %), O (70,1 ат. %), Ti (7,8 ат. %). В последующие 8 минут процесса МДО в покрытиях не наблюдались явные морфологические, структурные, фазовые и элементные

трансформации, однако увеличивались толщина, шероховатость поверхности и размеры структурных элементов покрытий.

При максимальном приложенном напряжении 350 В в покрытиях существенно изменялись структура, морфология, фазовый и элементный составы в зависимости от времени нанесения. В течение первой минуту процесса МДО было сформировано однородное покрытие толщиной ~ 26 мкм, морфология и рентгеноамрофная структура которого соответствовали таковым для покрытий, сформированных при 200 В в течение 2-ух минут. Элементный состав данных покрытий был следующий: P (16,0 ат. %), Ca (5,3 ат. %), O (70,7 ат. %), Ti (8,0 ат. %). За 4 минуты нанесения формировалось уже толстое (~ 90 мкм) однородное покрытие, внутри которого содержались многочисленные разветвленные поры, поровые каналы, а также «макропоры», образованные в результате слияния микропор. На поверхности покрытия структурные элементы (сферы, поры) значительно увеличивались в размерах, при этом образовывались единичные полусферы, заполненные разориентированными кристаллами (размером менее 10 мкм) пластинчатой формы. Изменение морфологического строения покрытия сопровождалось фазовым превращением из квазиаморфного состояния до аморфно-кристаллического состояния с объемной долей менее 10 об. % кристаллических фаз $CaHPO_4$ и β-$Ca_2P_2O_7$. Данные покрытия имели следующий элементный состав: P (15,1 ат. %), Ca (6,9 ат. %), O (71,0 ат. %), Ti (7,0 ат. %). При дальнейшем увеличении времени нанесения от 4 до 10 минут на поверхности покрытия количество полусфер, содержащих поликристалл монетита, увеличивалось и, как следствие, увеличивалась объемная доля кристаллической фазы в аморфном покрытии до 55 об. %. Также увеличивались толщина, шероховатость поверхности и размеры структурных элементов покрытий, концентрация Ca повышалась до 8,7 ат. %, а концентрация P уменьшалась до 14.5 ат. %, в результате чего в покрытиях увеличилось атомное соотношение Ca/P от 0,46 до 0,60.

Таким образом, в работе показано, что величина приложенного напряжения и длительность нанесения оказывают существенное влияние на формирование многоуровневой иерархической структуры, морфологии, фазового и элементного составов КФ покрытий при осаждении методом МДО на поверхности титана. Эти данные позволят контролировать и управлять структурой формируемых покрытий для получения улучшенных функциональных свойств КФ биопокрытий. Однако, требуется дальнейшие детальное изучение микроструктуры на различных уровнях структурной организации сформированных покрытий.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект № FWRW-2021-0007.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-123

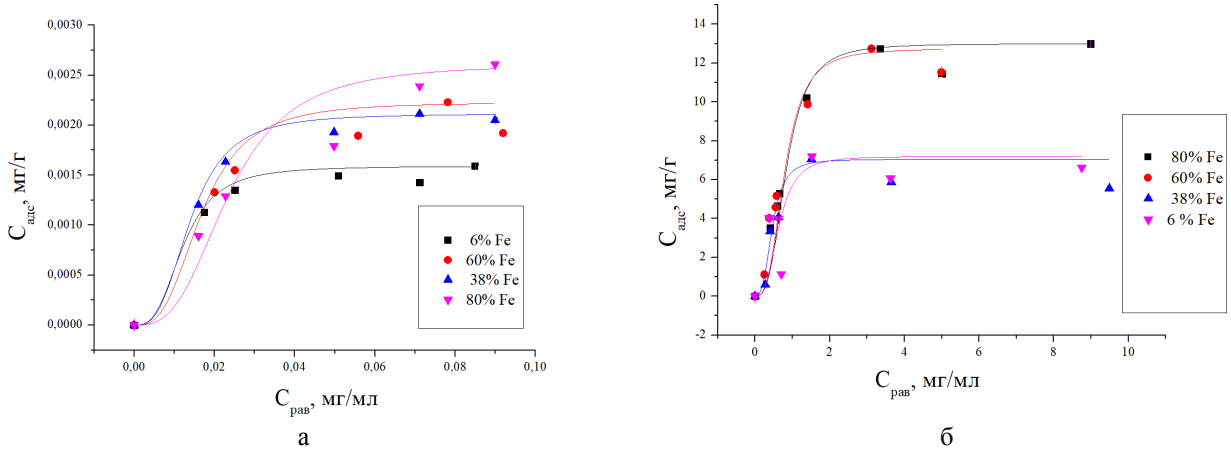
НАНОЧАСТИЦЫ FE-FE_3O_4 СО СТРУКТУРОЙ ЯДРО-ОБОЛОЧКА, КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НОСИТЕЛИ ЛЕКАРСТВЕННЫХ ПРЕПАРАТОВ

Кондранова А.М., Ложкомоев А.С., Казанцев С.О.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время наночастицы оксида железа, находят широкое применение в биомедицине благодаря своей суперпарамагнитной природе и низкой токсичности [1, 2]. Однако такие наночастицы обладают достаточно слабым магнитным моментом по сравнению с наночастицами металлического железа. Выходом может стать получение наночастиц со структурой ядро-оболочка, где ядром будет являться железо, а оболочкой – оксид железа.

В настоящей работе была исследована возможность получения наночастиц Fe-Fe_3O_4 со структурой ядро-оболочка, электрическим взрывом железной проволочки в кислородсодержащей атмосферы на установке, описанной в [3]. Регулируя содержание кислорода в электровзрывной камере от 1 до 5 об. %, удалось получить наночастицы с различной толщиной оксидной оболочки, которые содержат от 81 до масс. 6 % Fe. Средний размер частиц составил 65-81 нм. Магнитный момент σ наночастиц уменьшается с увеличением содержания Fe_3O_4 со 180 emu/г до 90 emu/г.

На примере лекарственных препаратов гентамицин и кверцитин исследовали адсорбционные характеристики наночастиц. Для этого навеску наночастиц в количестве 0,20 г помещали в 15 мл раствора кверцетина или гентамицина с различной концентрацией, выдерживали 1 час и измеряли равновесную концентрацию адсорбата по оптической плотности раствора. Оптическую плотность измеряли на спектрофотометре СФ-2000 (ОКБ «Спектр», Россия) в кювете с длиной оптического пути 1 см относительно рабочего раствора дистиллированной воды при длине волны 370 нм для кверцитина и 580 нм для гентамицина соответственно. На рис. 1 представлены изотермы адсорбции гентамицина и кверцетина на поверхности исследуемых наночастиц.



а б

Рис. 1. Изотермы адсорбции на кверцетина (а) и гентамицина (б) на поверхности наночастиц

Из представленных данных следует, что адсорбция на поверхности наночастиц кверцитина характеризуется слабым взаимодействием с поверхностью синтезированных наночастиц, сорбционная емкость составила 0,0015 – 0,0025 мг/г. Адсорбция гентамицина характеризуется более сильным взаимодействием, сорбционная емкость составила 6-12 мг/г. Наибольшей сорбционной емкостью по отношению к исследуемым адсорбатам обладают нпночастицы содержащие 81 и 60 масс. % Fe, также обладающих высоким магнитным моментом. Полученные результаты являются перспективными и могут быть использованы в технологиях магнитоуправляемой доставки лекарств.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и МНТИ в рамках научного проекта № 19-53-06006.

1. Samrot, A. V., Sahithya, C. S., Selvarani, J., Purayil, S. K., & Ponnaiah, P. (2020). Review on Synthesis, Characterization and Potential Biological Applications of Superparamagnetic Iron Oxide Nanoparticles //Current Research in Green and Sustainable Chemistry. – 2020. – С. 100042.
2. Patil R. M. Comprehensive cytotoxicity studies of superparamagnetic iron oxide nanoparticles //Biochemistry and biophysics reports. – 2018. – Т. 13. – С. 63-72.
3. Lozhkomoev A. S., Pervikov A. V., Kazantsev S. O., Sharipova A. F., Rodkevich N. G., Toropkov N. E., Suliz K. V., Svarovskaya N. V., Kondranova A. M., Lerner, M. I. Synthesis of Fe/Fe 3 O 4 core-shell nanoparticles by electrical explosion of the iron wire in an oxygen-containing atmosphere// Journal of Nanoparticle Research. – 2021. – Vol. 23. – No. 3. – P. 1-12.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-124

ТВЕРДОСТЬ И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ГИБРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ «TIB – TIC – TI»

Коржова В.В., Прибытков Г.А., Криницын М.Г., Фирсина И.А., Коростелева Е.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Металломатричные композиты (ММК) на основе титана или его сплавов с дисперсными включениями твердых частиц (карбидов, боридов, силицидов) вызывают большой интерес исследователей благодаря уникальному сочетанию твердости и вязкости. Порошковые ММК могут быть использованы в качестве отдельных объемных изделий, так и при наплавке покрытий. Нанесение таких покрытий на детали из титана приводит к значительному увеличению их твердости и износостойкости. Для наплавки многокомпонентных покрытий часто используют механические смеси порошков, которые склонны к сегрегации. Поэтому использование композиционных порошков с равномерно распределенной твердой фазой позволит получать покрытия однородные по объему.

В настоящей работе исследованы электронно-лучевые покрытия из СВС-композиционных гибридных порошков с титановой связкой. Покрытия наплавляли на подложки из титана ВТ1-0 толщиной 4 мм. Целью работы было исследовать структуру покрытия, переходной зоны от покрытия к подложке (титан) и оценить вклад боридных и карбидных частиц в упрочнение титановой матрицы, определить твердость и абразивную износостойкость покрытий по сравнению с титаном ВТ 1-0.

Композиционный порошок с расчетным содержанием титановой связки 50 об.% получали дроблением и рассевом СВС спеков, полученных в режиме послойного горения цилиндрических прессовок из порошковых смесей титана ТПП-8, бора аморфного технического марки «А» и технического углерода (сажи) марки П-803. Для улучшения наплавляемости СВС композиционные порошки разбавляли титановым порошком для получения интегрального расчетного содержания связки 80 об%. Поэтому основной фазой в покрытии являются титан. Присутствуют также фазы: карбид титана (ASTM 32-1383) и моноборид титана (ASTM 5-700). Микроструктура покрытий представляет собой включения твердых частиц (карбида и моноборида титана) в титановой матрице. Кроме основного объема наплавленного покрытия была исследована переходная зона «покрытие – подложка», которая образуется в результате диффузионных и термических процессов в окрестности границы. Структура и фазовый состав переходной зоны имеет большое значение с точки зрения обеспечения надежной адгезии наплавленного покрытия к титановой подложке. Плавное увеличение микротвердости в переходной зоне и отсутствие твердых и хрупких прослоек промежуточных соединений является признаком надежного соединения покрытия с подложкой.

Результаты измерения твердости и испытания на абразивный износ титана ВТ1-0 и композиционных покрытий «карбид титана+моноборид титана+титан» показали, что введение боридов титана и карбида титана кратно увеличивает твердость и износостойкость электронно-лучевых покрытий по сравнению с титаном ВТ1-0. При этом твердость покрытий различного состава изменяется немонотонно, а абразивная износостойкость увеличивается с увеличением содержания карбида титана в наплавляемом композиционном порошке. Показано, что износостойкость гибридных покрытий «TiB – TiC – Ti» близка к показателям износостойкости покрытий, наплавленных СВС порошками «моноборид титана-титан» [2].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021- 0005.

1. Zwikker, Ulrich. Titan und Titanlegirungen. Springer-Verlag. – 1974. – 717 p.
2. Pribytkov G.A., Korzhova V.V., Krinitcyn M.G., Firsina I.A. Synthesis and electron beam facing of “titanium monoboride – titanium matrix” composite powders // Inorganic Materials, Applied Research. – 2019. – Vol. 10, № 6. – P. 1338-1347.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-125

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ УГЛЕКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК

[1]Космачев П.В.,[1]Алексенко В.О.,[1,2]Панин С.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В качестве матрицы в работе использовалась пленка ПЭЭК толщиной 250 мкм (Aptiv 2000, Victrex, Великобритания). В качестве армирующего наполнителя использовалась однонаправленное углеродное волокно (лента) FibArm 12К-300-230 фирмы UMATEX (поверхностная плотность 230 г/м^2 и прочность на растяжение более 4,9 ГПа). Соотношение компонентов изготавливаемых полимерных композитов (40 об.% – волокно, 60 об.% – матрица) было выбрано на основании проведенного анализа литературы, как наиболее результативное для прироста механических характеристик. При изготовлении композитов, армированных непрерывными волокнами использовалась схема выкладки [0°/0°]. После укладки в пресс-форму образцы композитов получали методом горячего прессования на термогидравлическом прессе GOTECH GT-7014-A. В процессе исследования были апробированы различные режимы компрессионного спекания при температуре 400°С и давлении прессования 2, 4, 8 МПа, а также интервальные подпрессовывания при 6,5 МПа с выходом на давление 4 МПа до конца свободного остывания. Полученные плиты имели размеры 270×250×4 мм, после чего из них на фрезерном станке выпиливались образцы необходимых размеров для последующих испытаний.

Таблица 1. Механические свойства углекомпозитов на основе ПЭЭК при различных режимах спекания

Режим	Модуль упругости при поперечном изгибе, ГПа	Изгибающее напряжение при максимальной нагрузке, МПа	Относительная деформация изгиба при максимальной нагрузке
№ 1 (2 МПа постоянно)	41,4±1,6	303±18	0,023±0,001
№ 2 (4 МПа постоянно)	56,0±4,0	351±21	0,009±0,001
№ 3 (8 МПа постоянно)	59,5±3,7	422±19	0,032±0,001
№ 4 (6.5 МПа интервально)	60,0±2,4	770±63	0,012±0,001

Было установлено, что варьированием давления прессования (с использованием подпрессовываний до 6,5 МПа интервально) и временем изотермической выдержки (30 мин) можно добиться повышения модуля упругости при поперечном изгибе (до 60 ГПа) и изгибающего напряжения при максимальной нагрузке (до 770 МПа) при изготовлении композита на основе ПЭЭК, армированного однонаправленным углеродным волокном.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-60064.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-126

ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ЧАСТИЦ WC НА ТВЕРДОСТЬ И ИЗНОС КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ «WC-Ni_3Al»

[1]Крылова Т.А., [1]Чумаков Ю.А., [2]Васильева М.П.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Интерметаллидные сплавы системы Ni–Al обладают уникальными свойствами, что позволяет их использовать в качестве основы при создании новых материалов. Одним из способов улучшения физико-механических свойств интерметаллидных сплавов является упрочнение тугоплавкими включениями (карбидами, боридами). Такое упрочнение способствует повышенной прочности и термической устойчивости. На сегодняшний день основными способами получения композитов на основе интерметаллидных сплавов являются традиционные литейные технологии и порошковая металлургия, которые несут большие затраты. Перспективным для получения композиционных материалов является метод электронно-лучевой наплавки вне вакуума, основанный на принципе экономного легирования поверхностного слоя с изменениями его структуры и свойств, не изменяя материал основы. Технология электронно-лучевой наплавки вне вакуума осуществляется на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6 Института ядерной физики им. Будкера СО РАН. Проведенные ранее работы [1,2] по наплавке различных составов порошков, показывают превосходные механические, химические и физические свойства покрытий.

В качестве упрочняющих частиц наибольший интерес представляет карбид вольфрама, который придает материалам высокую твердость, коррозионную стойкость и износостойкость. Карбид вольфрама хоть и считается хрупким соединением, однако обнаружено, что под нагрузкой он проявляет пластические свойства, которые проявляются в виде полос скольжения.

Целью настоящей работы является получение композиционных покрытий «WC-Ni_3Al» методом электронно-лучевой наплавки вне вакуума порошка карбида вольфрама с различными флюсами на интерметаллическое соединение Ni_3Al.

После электронно-лучевой обработки при одном режиме было получено два композиционных покрытия. На качество покрытий влияет флюс, он не только защищает от окислительного воздействия окружающей среды, но и предотвращает разлет порошков. Так при использовании флюса (CaF_2+LiF) наблюдаются минимальные потери легирующего порошка по сравнению с MgF_2. В результате этого формируются композиционные покрытия «WC-Ni_3Al» с разным содержанием объемной доли частиц V_{WC} 31% и 18%. Рентгеноструктурный анализ показал, что оба покрытия содержат две фазы Ni_3Al и WC. Значения микротвердости и износостойкость композиционных покрытий увеличиваются с увеличением содержания WC.

Исследования показали, что регулируя содержание объемной доли частиц WC, можно значительно изменить свойства покрытий в зависимости от области их применения. На основании проведенного исследования можно дать рекомендации по оптимальному выбору флюса для получения композиционных покрытий на основе Ni_3Al с необходимыми свойствами.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

1. Krylova T.A., Chumakov Yu.A. Fabrication of Cr-Ti-C composite coating by non-vacuum electron beam cladding // Materials Letters. 2020. V. 274. 128022. P. 1–4.

2. Krylova T.A., Chumakov Yu.A. Energy Parameters of an Electron Beam and Structure and Mechanical Properties of Composite Coatings // Russian Physics Journal. 2020. V. 62. No.5. p 746-751.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-127

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ДОБАВОК НАНОЧАСТИЦ КАРБОНИТРИДОВ ТИТАНА И УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ КОМПОЗИЦИЙ ОСНОВА/ПОКРЫТИЕ

[1,2]Кузнецов П.В., [1]Гальченко Н.К., [1,3]Беляева И.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[3]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

В настоящее время большое внимание уделяется разработке новых технологий нанесения и совершенствования составов износостойких композиционных покрытий, работающих при пониженных температурах в условиях абразивного изнашивания и ударных нагрузок [1]. В работах [2,3] показано, что модифицирование наплавок наночастицами карбонитридов титана (TiCN) ведет к повышению механических свойств наплавленного металла по сравнению с наплавками серийными электродами за счет понижения температуры аустенит - ферритного превращения в область промежуточных превращений и образования более благоприятных мелкодисперсных структур бейнитного типа.

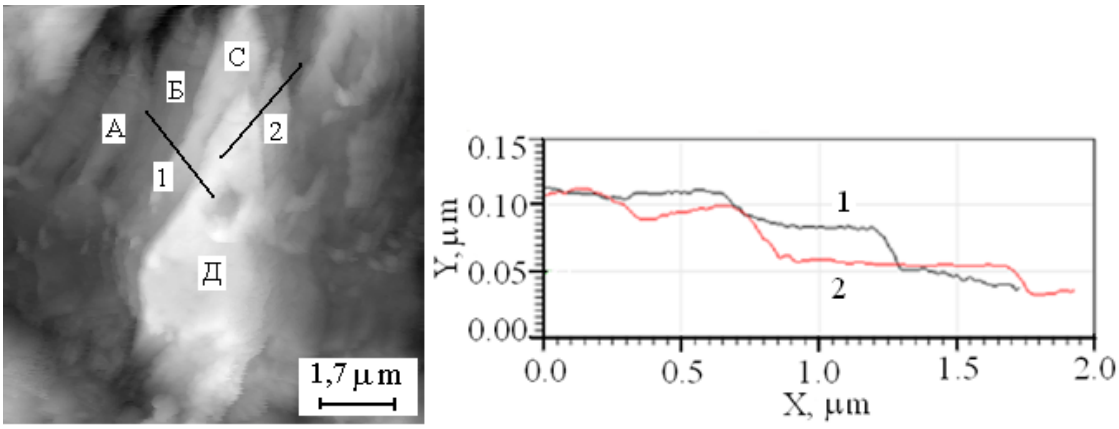
Целью настоящей работы является обобщение результатов исследования покрытий, модифицированных наночастицами TiCN с различным расчетным содержанием в диапазоне от 0.15 до 1 масс %, которые проводились в течение нескольких лет с целью обеспечения наиболее благоприятной структуры покрытий и высоких значений ударной вязкости композиции основа/покрытие.

В качестве подложки использовали низкоуглеродистую низколегированную сталь 09Г2С. Покрытия наплавляли ручным дуговым методом электродами МР-3 с модифицирующими присадками из нанодисперсных TiCN. Расчетное содержание TiCN в электродном покрытии составляло 0.15, 0.2, 0.25 и 1 мас.%. В качестве базы для сравнения использовали образцы с покрытиями, наплавленными серийными электродами МР-3. Ударные испытания образцов на изгиб на маятниковом копре INSTRON MPX 450 проводили на стандартных образцах размерами 55x10x10 мм3 с V –образным надрезом, вырезанных из полученных композиций основа/покрытие.

Исследование структуры покрытий проводили на образцах размером 10x10x1 мм^3, вырезанных параллельно плоскости наплавки методом электроэрозионной резки. Травление шлифов для выявления различных фаз в покрытиях проводили с помощью 4% спиртового раствора азотной кислоты в течение 5 сек. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Zeiss Axiovert 25. Тонкую микроструктуру покрытий исследовали с помощью сканирующего туннельного микроскопа SMMT-2000 (г.Зеленоград), работающем в режиме постоянного тока.

Результаты испытания композиций на маятниковом копре показали, что введение наночастиц в наплавку во всех случаях приводит более чем двукратному увеличению ударной вязкости по сравнению с аналогичной величиной для композиции, полученной с помощью стандартных электродов МР3. Оптическая микроскопия показала, что в наплавленных покрытиях наблюдается феррито-перлитная структура, отличающаяся дисперсностью структурных составляющих. С помощью оптической микроскопии измерены размеры ферритных и перлитных зерен и построены функции распределения их по размерам, из которых определены средние значения и дисперсия. Установлено, что модифицирование структуры наплавки наночастицами TiCN во всех случаях ведет к измельчению зерна по сравнению с наплавкой серийными электродами.

В покрытиях с добавками наночастиц TiCN с помощью СТМ выявлены структуры промежуточного превращения, которые не наблюдаются в наплавках серийными электродами. На рис.1а приведен пример структуры, наблюдавшейся в покрытии с расчетным содержанием 0.25 масс % TiCN и поперечные сечения (рис.1б) вдоль направлений, показанных отрезками линий 1,2 на рис. 1а.



а б

Рис. 1. Пакет пластин нижнего бейнита в наплавке с расчетным содержанием 0,25 масс % TiCN (а) и поперечные сечения (б), вдоль направлений, показанных отрезками линий 1,2 на рис. 1а.

Видно (рис. 1а), что структура образована из пакета пластин клиновидной формы, растущих от границы зерна и обозначенных буквами А, В, С, Д. СТМ исследования показали, что каждая пластина, в свою очередь, состоит из субъединиц, а субъединицы из субсубединиц. Эти результаты свидетельствуют об иерархически организованной структуре пластин, состоящей из структурных единиц разного масштаба типа sub-subunits. На поперечном сечении (рис.1б) видно, что поперечные сечения пластин Д, С и Б, (кривая 1) и Д, С (кривая 2) имеют плоские участки (террассы), протяженностью около 500 нм, которые заканчиваются ступеньками, высотой около 30-50 нм над уровнем террассы следующей пластинки Наблюдаемая иерархическая структура пакета пластин (рис.1а) и террасно-ступенчатая форма профилей пластин (рис. 1б) согласуется с механизмом симпатического зарождения и ступенчатого роста пластин нижнего бейнита по типу «плоскость на плоскости», предложенном в работе [3]. Это позволяет сделать вывод, что по совокупности морфологических признаков наблюдаемая структура может быть идентифицирована, как нижний бейнит. Подобные структры обнаружены также в наплавках с расчетным содержанием 0.15 и 0.2 масс% TiCN.

Повышение процентного содержания наночастиц TiCN в покрытиях до 1% ведет к уменьшению вероятности образования структуры нижнего бейнита в наплавке. В микроструктуре покрытий с 1 % TiCN выявляется другая структура промежуточного превращения аустенита - игольчатый феррит. Игольчатый феррит образуется внутри зерен на неметаллических включениях и, как и нижний бейнит, является благоприятной структурой для достижения высоких механических свойств наплавки.

В результате проведенного анализа результатов исследования микроструктуры покрытий с различным расчетным содержанием TiCN и ударной вязкости композиций основа/покрытие установлено, что оптимальное содержание (C_{TiCN}) наночастиц TiCN в покрытиях, вероятно, лежит в области 0,15 масс%< C_{TiCN}< 25 масс%.

Работа выполнена в рамках проекта государственного задания ИФПМ СО РАН.

1. P. Hedenqvist, M. Olsson & S. Hogmark (1992) Characterisation of Ti(C,N) and Tin Coatings on Powder Metallurgy High Speed Steels, Surface Engineering, 8:1, 39-47, DOI: 10.1179/sur.1992.8.1.39

2. Kuznetsov P.V., Galchenko N.K., Rakhmatulina T.V., Samartsev V.P., Kolesnikova K.A., Laptev R.S., Babikhina M.N. Scanning tunnel microscopy of coatings with titan carbonitride nanoparticles and their properties// AIP conf. 2017. V.1909. P.020114-1-020114-4.

3. Kuznetsov P. V., Galchenko N. K., Belyaeva I. V. Features of the coating structure with additives of titanium carbonitride nanoparticles and of the 09G2S steel heat affected zone// AIP Conference Proceedings 2310, 020178 (2020); https://doi.org/10.1063/5.0034315.

4. Fang H.-S., Yang J.-B., Yang Z.-G., Bai B.-Z.. The mechanism of bainite transformation in steels//Scripta Materialia 47 (2002) 157–162.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-128

БИОКЕРАМИЧЕСКИЕ ЭНДОПРОТЕЗЫ В РЕКОНСТРУКЦИИ ЧЕЛЮСТНО-ЛИЦЕВОЙ ОБЛАСТИ

[1]Кульбакин Д.Е., [1]Чойнзонов Е.Л., [2]Кульков С.Н., [2]Буяков А.С., [2]Буякова С.П., [1]Мухамедов М.Р.

[1]Научно-исследовательский институт онкологии, Томский национальный исследовательский медицинский центр РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Введение. Проблема качества жизни онкологических больных наряду с достижением хороших онкологических результатов является важной задачей современной онкологии. Ввиду чего вопросы реабилитации и восстановительного лечения данной категории больных находятся в центре внимания клинической онкологии. Челюстно-лицевая область является визуальной и определяет внешний облик, функциональную и социальную активность людей. Дефекты челюстно-лицевой области, возникающие после широких резекций по поводу злокачественных опухолей, имеют сложную геометрически-пространственную форму и требуют индивидуального подхода при их реконструкции [1]. Разработка и клиническое применение оригинальных реконструктивных персонализированных технологии, включающих компьютерное моделирование планируемого и изготовление имплантата с применением 3D – технологий прототипирования, модификации поверхностных свойств имплантата в соответствии с индивидуальными особенностями каждого клинического случая является актуальной проблемой. Анализ отечественных и зарубежных публикаций, посвящённых различным типам керамик, показал, что особое внимание из числа биоинертных материалов исследователей привлекают алюмооксидная керамика Al_2O_3 [2]. Керамики обоих составов входит в реестр материалов, допускаемых к использованию в эндопротезировании костной ткани, регламентируемых стандартом ISO (ISO 6474 от 01.02.1994).

Целью нашего исследования стала разработка методики персонифицированного подхода к реконструкции костных структур челюстно-лицевой области имплантатами из биокерамики.

Материал и методы. Персонализированные керамические остеоимплантаты создавались методом двухэтапного 3D-прототипирования. Первый этап заключался в компьютерном моделировании процесса костной реконструкции и конструировании персонифицированного остеоимплантата на основании данных предоперационной спиральной компьютерной томографии лицевого скелета пациента. Хирург, с учетом предстоящей резекции и предполагаемого, или существующего дефекта челюстно-лицевой области, особенностей костей черепа и предполагаемых мест крепления задает требования к конструкции имплантата. В свою очередь специалист по компьютерному моделированию создает виртуальную модель имплантата с учетом предъявляемых требований. После чего, с помощью 3D принтера создается пластиковая модель будущего имплантата, позволяющая провести комплексную оценку имплантата: размеры, кривизна сторон, толщина стенок, предполагаемые места перфораций, точки фиксации имплантата к костям черепа.

Вторым этапом создания керамического остеоимплантата является изготовления обратной матрицы для инжекционного формования. Формование под давлением заключается в инжектировании термопластичной суспензии микро- и ультрадисперсного порошка Al_2O_3 (до 85 мас. %), и органических термопластификаторов и поверхностно-активных веществ. Последующие дебиндинг и многоступенчатое высокотемпературное спекание обеспечили полное удаление связующих компонентов, консолидацию и равномерную объемную усадку керамического остеоимплантата.

Перед проведением реконструктивно-пластической операции керамический остеоимплантат подвергается стерилизации, при чем химическая инертность и термическая- и радиационная стойкость позволяют применять любой из рекомендованных для

эндопротезов методов: сухожаровой шкаф, автоклавирование, воздействие озоном и ультразвуком, стерилизация ионизирующим излучением.

Нами было выполнено 14 реконструктивных операции челюстно-лицевой области с использованием биокерамических имплантатов больным злокачественными опухолями верхней челюсти. Все пациенты дали свое согласие на участие в клиническом исследовании. Выполнялась реконструкция дефектов передней стенки верхне-челюстной пазухи, скуловой кости, нижней стенки глазницы и костей носа. Для этого индивидуальный имплантат фиксировался к костным краям дефекта при помощи минивинтов. Для реконструкции мягких тканей премаксилярной и щечной областей, в комбинации с керамическим имплантатом, нами использовался ALT лоскут в 10 случаях, и малоберцовый лоскут - в 4 случаях. Реконструкция осуществлялась у пациентов в отсроченный период - через 6-12 месяцев после резекции верхней челюсти.

Результаты. Прочность биокерамического имплантата на сжатие составила 130 МПа. В сравнительном аспекте, следует отметить, что кости лицевого отдела черепа обладают прочностью к сжатию в 97 МПа, а малоберцовая кость человека (которая наиболее часто используется при реконструкции лицевого скелета) – 129 мПа [3]. Отличительной особенностью данного материала явилась его бимодальная поровая структура, представленная микропорами, с формой, близкой к сферической, диаметром 2-20 мкм и толщиной стенок 1-2 мкм, и макропорами и поровыми каналами неправильной формы и средним размером 30-50 мкм. Объем порового пространства использованных остеоимплантатов составил 50 %, однако, следует отметить возможность его варьирования в широком диапазоне, в зависимости от структуры протезируемой костной ткани и выполняемой функции. Во всех случаях выполненной реконструкции имплантаты точно соответствовали области реконструкции и отвечали всем прочностным характеристикам костной ткани. Срок наблюдения составил от 6 до 36 месяцев. Во всех случаях достигнут хороший косметический и функциональный результат. В двух случаях потребовались корригирующие операции по исправлению рубцов мягких тканей в области медиального углу глаза и скуловой кости. Использованием керамического имплантата не оказывало влияния на течения послеоперационного периода, частоту послеоперационных осложнений и проведение последующего специального лечения.

Выводы. Разработанный метод персонализированной реконструкций челюстно-лицевой области при помощи имплантатов из биокерамики отвечает всем требованиям, предъявляемым к медицинским материалам, используемых в реконструктивной хирургии, и может быть применен у больных онкологического профиля. Полученные хорошие отдаленные функциональные и косметические результаты у прооперированных больных позволяют рекомендовать данный способ реконструкции для более широкого применения.

1. Chin-Ho Wong, Fu-Chan Wei. Microsurgical free flap in head and neck reconstruction // Head & Neck. – 2010 - Volume 32, Issue 9. - P. 1236–1245. https://doi.org/10.1002/hed.21284

2. Subhadip Bodhak, Shekhar Nath, Bikramjit Basu. Friction and Wear Properties of Novel HDPE—HAp—Al2O3 Biocomposites against Alumina Counterface. Journal of Biomaterials Applications. 2008; Volume 23; Issue 5: P. 407-33. DOI: 10.1177/0885328208090012

3. Кирилова И.А., Садовой М.А., Подорожная В.Т. Сравнительная характеристика материалов для костной пластики: состав и свойства. Хирургия позвоночника 3/2012 С. 72–83.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-129

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$

Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Ферромагнитные сплавы Гейслера на основе NiFeGa с термоупругими $L2_1$-10M/14M-$L1_0$ мартенситными превращениями (МП), в которых наблюдаются такие функциональные свойства как эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ), являются одними из наиболее перспективных материалов для широкого практического применения в качестве датчиков, актуаторов и генераторов. В данных сплавах посредством изменения температуры, приложения внешней нагрузки и/или магнитного поля возможно получить обратимые деформации при сжатии до -6,25 % и при растяжении до +13,5 % при реализации ЭПФ и СЭ [1]. Управлять температурами МП, параметрами функциональных свойств материала, а также упростить механизмы их реализации за счет наведения двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) возможно посредством термомеханической обработки – старения в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой (СМН). Эффективность наведения ДЭПФ посредством СМН, заключающегося в стабилизации ориентированного варианта $L1_0$-мартенсита, показана в работах [2, 3]. Таким образом, целью данной работы является исследование влияния СМН на функциональные свойства монокристаллов сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$, ориентированного вдоль $[001]_{L21}$-направления.

Для исследования выбраны монокристаллы сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ в исходном состоянии после роста. СМН проводилось вдоль $[001]_{L21}$-ориентации. При развитии $L2_1$-10M/14M-$L1_0$ МП данная ориентация характеризуется максимальным теоретическим ресурсом деформации при сжатии (ε_0 = -6,25 %). Режим СМН заключался в выдержке в мартенситном состоянии (при T = 448 K в течение 1 ч под сжимающей нагрузкой $|\sigma|$ = 700 МПа при общей заданной деформации ε = 9,5 %), при котором в образце происходит стабилизация сдвойникованного ориентированного $L1_0$-мартенсита за счет происходящих в материале диффузионных процессов.

Экспериментально показано, что вдоль $[001]_{L21}$-направления после СМН вдоль того же направления наблюдается сжимающий ДЭПФ с величиной обратимой деформации ε = -5,2 % (см. рис. 1 а). Данная деформация составляет $0{,}83\varepsilon_0$ и реализуется в узком температурном интервале МП Δ_1 = 6 K, Δ_2 = 5 K ($\Delta_1 = M_s - M_f$, $\Delta_2 = A_f - A_s$) с термическим гистерезисом ΔT = 16 K.

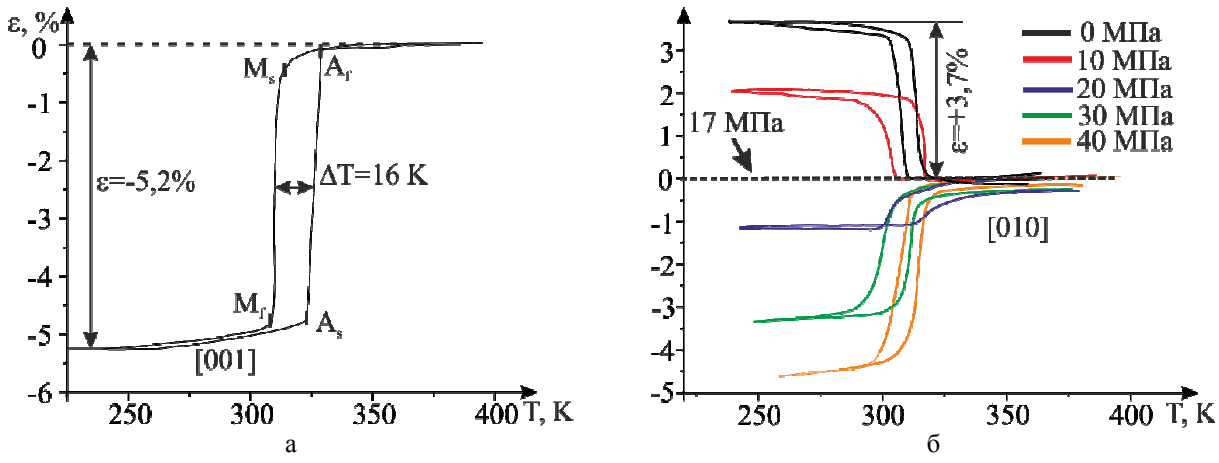


Рис. 1. ДЭПФ вдоль $[001]_{L21}$-направления (а) и кривые зависимости $\varepsilon(T)$ вдоль $[010]_{L21}$-направления (б) для монокристаллов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ после СМН

Вдоль $[100]_{L21}$- и $[010]_{L21}$-направления наблюдаются растягивающие ДЭПФ, где в первом случае обратимая деформация составляет ε = +2,4 % с ΔT = 15 K и $\Delta_1 = \Delta_2$ = 5 K, а во

втором – ДЭПФ характеризуется деформацией образца до $\varepsilon = +3{,}7$ % с $\Delta T = 7$ K и $\Delta_1 = 8$ K, $\Delta_2 = 7$ K (см. рис. 1 б). Вдоль $[010]_{L21}$-направления были проведены исследования в циклах охлаждение/нагрев под действием сжимающих напряжений, противодействующих увеличению размеров образца при проявлении растягивающего ДЭПФ. Под действием нагрузки $|\sigma| = 10$ МПа вдоль $[010]_{L21}$-направления деформация уменьшается до $\varepsilon = +2{,}1$ %. С последующим увеличением напряжений деформация меняет знак на противоположный. Деформация становится равной 0 при $|\sigma| \sim 17$ МПа. Значит, этих противодействующих напряжений достаточно, чтобы препятствовать росту стабилизированного варианта мартенсита при СМН.

На рисунке 2 представлены кривые СЭ вдоль $[001]_{L21}$-направления до и после СМН. Показано, что СМН вдоль $[001]_{L21}$-направления приводит к: 1) увеличению характеристических температур МП; 2) снижению критических напряжений образования мартенсита с $\sigma_{кр1} = 120$ МПа до $\sigma_{кр2} = 40$ МПа при T =333–338 K, с $\sigma_{кр1} = 231$ МПа до $\sigma_{кр2} = 123$ МПа при T = 373 K и с $\sigma_{кр1} = 425$ МПа до $\sigma_{кр2} = 341$ МПа при T = 448 K; 3) уменьшению величины механического гистерезиса $\Delta\sigma$ с 49 до 41 МПа при T = 373 K и с 55 до 44 МПа при T = 448 K.

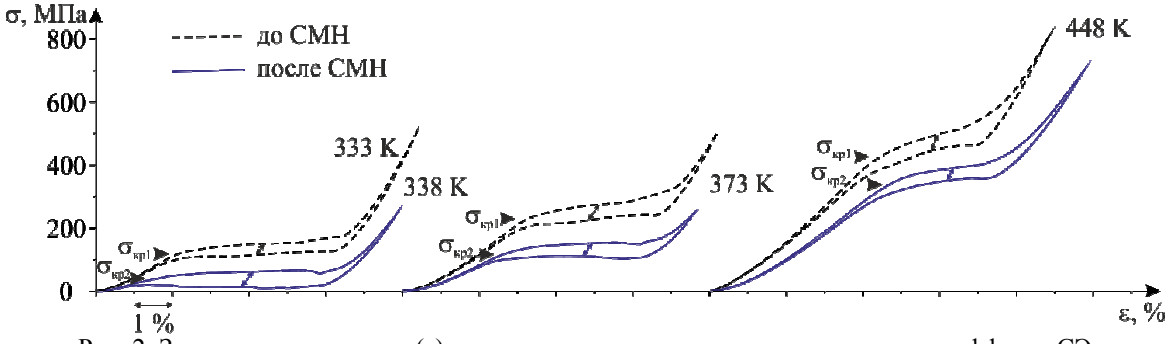


Рис. 2. Зависимость кривых σ(ε) от температуры испытания при проявлении эффекта СЭ для $[001]_{L21}$-монокристаллов $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$

Таким образом, в монокристаллах сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ СМН вдоль $[001]_{L21}$-направления приводит к получению необходимых характеристик для широкого практического применения данных сплавов: наблюдению ДЭПФ величиной $\varepsilon = -5{,}2$ % при охлаждении/нагреве в свободном состоянии; узким термическим 7–16 K и механическим 41–44 МПа гистерезисам при исследовании ДЭПФ и СЭ соответственно; уменьшению критических напряжений, необходимых для образования кристаллов мартенсита на 80–100 МПа, узким температурным интервалам МП порядка 5–8 K.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 20-19-00153.

1. Inter-martensitic transitions in Ni–Fe–Ga single crystals / R. F. Hamilton [et al.] // Acta Mater. 2007. V. 55. № 14. P. 4867–4876.
2. Otsuka K. Mechanism of martensite aging effects and new aspects / K. Otsuka, X. Ren // Mater. Sci. Eng. A. 2001. V. 312. P. 207–218.
3. Two-way shape memory effect and thermal cycling stability in the low-temperature stress-induced martensite aged $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$ single crystals / E. Panchenko [et al.] // Scripta Mater. 2018. V. 150. P. 18–21.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-130

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Кутенева С.В., Гладковский С.В., Недзвецкий П.Д., Черкасова Т.С.
Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

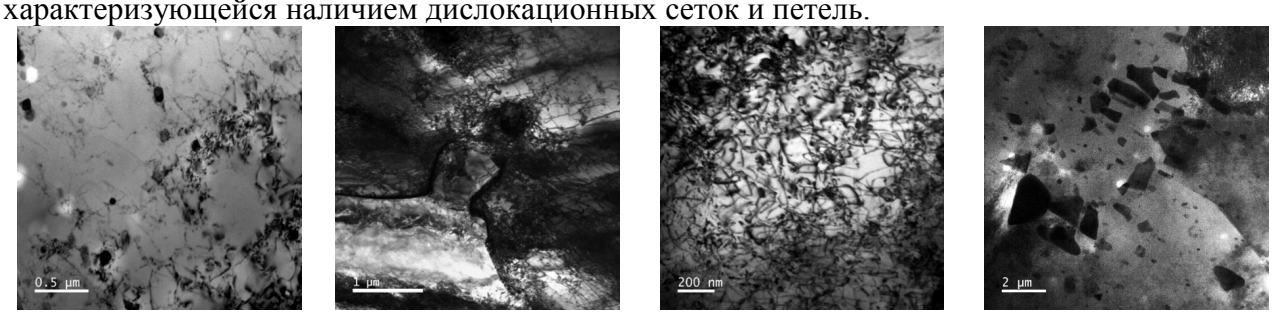
Металлополимерные композиты, обладающие уникальным комплексом физико-механических свойств, наиболее важными из которых являются низкая удельная плотность и повышенные удельные прочностные характеристики, отвечают требованиям современных конструкций аэрокосмических и транспортных систем [1-3]. Значительный практический интерес представляет одна из разновидностей металлополимерных композиционных материалов – слоистые композиты типа «металл-резина», характеризующиеся ярко выраженными вязкоупругими свойствами, что позволяет применять их в качестве вибродемпфирующих элементов в деталях и узлах подвески автомобильного и железнодорожного транспорта. Слоистая архитектора таких композитов способствует формированию повышенных характеристик сопротивления хрупкому разрушению в условиях циклического и динамического нагружения при пониженных климатических температурах.

Разработан способ получения пятислойных слоистых металлополимерных композитов на основе низкоуглеродистых сталей 09Г2С, 001ЮТ (IF сталь), алюминиевого сплава АМг3 и тепломорозостойкой резины по технологии горячего прессования с применением адгезива горячего отвержения. Предложенным способом получены девять конструкций пятислойных металлополимерных композитов типа «сталь – резина», «алюминиевый сплав – резина» и «сталь – резина – алюминиевый сплав». Выявлено влияние состава и конструкции на формирование физико-механических свойств пятислойных металлополимерных композитов. Изучено механическое поведение и характер разрушения пятислойных композитов под действием динамического нагрузки по результатам испытаний на ударный изгиб при -60, +20 и +200 °С. Установлено, что при температурах +20 и -60 °С композиты на основе стальных слоев выдерживают ударную нагрузку, подвергаясь сильному изгибу с частичным расслоением на границах раздела и разрушением внешнего металлического слоя, но с сохранением целостности композита за счет слоистой архитектуры и способности резиновых слоев к диссипации энергии. Реализация эффекта частичной или полной остановки трещины в изученных слоистых материалах связана с отклонением фронта трещины от магистрального направления на границе раздела слоев и повышенными затратами энергии на формирование трещины в новом слое. Выявлено аномальное повышение значений ударной вязкости изученных композитов с понижением температур испытаний от +20 до -60 °С, связанное с наличием в композите прослоек из тепломорозостойкой резины и усилением характерного для материалов со слоистой архитектурой эффекта «вязкости расслоения». Ударная вязкость композита с содержанием объемной доли стального компонента 60% и резинового 40% соответствует уровню ударной вязкости его основной составляющей – монолитного образца стали 09Г2С при температуре +20 °С и в 2,5 раза больше при температуре -60 °С. При этом достигается снижение удельного веса изделия или конструкции на 30%.

Методом динамического механического анализа определены основные параметры, характеризующие демпфирующую способность изученных слоистых металлополимерных композитов (значения тангенса угла механических потерь и компонент комплексного модуля упругости). Показано, что резиновая составляющая вносит основной вклад в обеспечении повышенных демпфирующих свойств слоистого металлополимерного композита в сравнении с ее стальной составляющей. Однако виброупругие свойства стальных слоев также оказывают влияние на общий уровень демпфирующих свойств слоистых металлополимерных композитов. Композит на основе стали 001ЮТ по сравнению с

композитом со слоями из стали 09Г2С сохраняет более высокие значения показателей демпфирования (*tgδ*, *E′* и *E″*) на протяжении всех 100 циклов знакопеременного нагружения по схеме «растяжение-сжатие».

Установлено повышенное сопротивление композитов усталостному разрушению при комнатной температуре в условиях знакопостоянного циклического изгиба с частотой 10 Гц при количестве циклов N ≤ 100000. Под действием циклического нагружения происходит упрочнение металлополимерных композитов на основе стальных слоев 09Г2С, о чем свидетельствуют результаты испытаний на статический изгиб композитов до и после нагружения, а также результаты электронно-микроскопических исследований внешнего стального слоя. Определено, что упрочнение в процессе циклического нагружения реализуется по дислокационному механизму, заключающемся в значительном увеличении плотности дислокаций и формировании различных типов дислокационных структур за счет реализации процесса динамической полигонизации. При этом деформационное измельчение зеренной структуры путем протекания динамической рекристаллизации в структуре стали 09Г2С не наблюдалось. Во внешнем слое АМг3 пятислойного композита (Рис.1), напротив, под действием циклического нагружения инициируются процессы фрагментации и динамической рекристаллизации, результатом протекания которых является формирование более дисперсной по сравнению с исходным состоянием зеренно-субзеренной структуры, характеризующейся наличием дислокационных сеток и петель.



а б в г

Рис. 1. Микроструктура внешнего алюминиевого слоя АМг3 до (а) и после (б-г) циклического нагружения пятислойного композита (100000 циклов)

В процессе циклического нагружения происходит дробление некоторых крупных включений фаз Al_6Mn кристаллизационного происхождения (Рис.1 г), что снижает уровень внутренних напряжений в сплаве.

Таким образом, проведенное исследование показало возможность использования слоистых металлорезиновых композитов, обладающих повышенным сопротивлением хрупкому разрушению и высокой вибрационной стойкостью, в элементах конструкций транспортных систем в регионах с низкими климатическими температурами.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект № 20-79-00084.

1. N. Chawla, K.N. Chawla. Metal matrix composites, 2^t ed. New York, Springer Science + Business Media. 2013. – 370 с.
2. М.Л. Кербер. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология. Санкт-Петербург, Изд.-во ЦОП «Профессия». – 2014. – 592 с.
3. Ф. Меттьюз, Р. Ролингс. Композитные материалы. Механика и технология. Москва, Изд.-во Техносфера. – 2004. – 408 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-131

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ХАРАКТЕРИСТИКИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

[1]Лотков А.И., [1]Гришков В.Н., [2]Копылов В.И., [1]Кашин О.А., [1]Гирсова Н.В., [3]Лаптев Р.С., [1]Круковский К.В., [1]Жапова Д.Ю., [1]Миронов Ю.П., [1]Бобров Д.И., [1]Кашина О.Н., [1]Бармина Е.Г., [1]Гусаренко А.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск

[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Сплавы на основе никелида титана являются яркими представителями интеллектуальных материалов, проявляющих эффекты памяти формы и сверхэластичности. В основе этих эффектов лежат термоупругие мартенситные превращения (МП). Известно, что измельчение зёренно-субзёренной структуры металлов и сплавов методами интенсивной (мегапластической) деформации (ИПД) может существенно улучшать их физико-механические свойства. В результате ряда исследований изменения микроструктуры этих сплавов после ИПД методами равноканально-углового прессования (РКУП) и ковки с переменой оси деформирования (abc прессования) при различных температурах деформирования установлены закономерности и особенности формирования в них зёренно-субзёренной структуры. Установлено, что эффективное измельчение зёрен-субзёрен при *авс*-прессовании начинается при $T \geq 723$ K, а при $T \geq 673$ K идут интенсивные процессы возврата. Наши исследования методами оптической, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа с использованием высокотемпературной камеры, аннигиляционной спекроскопии с учётом литературных данных дают возможность развить представления о процессах, которые происходят в этих сплавах при ИПД. С увеличением *авс*-деформации на всех структурно-масштабных уровнях наблюдается уменьшение зёрен-субзёрен сплава: уменьшается максимальный размер крупных зёрен, увеличивается доля субмикро- и нанокристаллической фракций. Нами установлено, что при abc прессовании при $T \leq 673$ K уже после заданной образцам деформации $e \cong 1.0$ наблюдается резкое (на порядок) уменьшение среднего размера зёрен-субзёрен. При этом также на порядок увеличивается плотность дислокаций и на несколько порядков возрастает концентрация вакансий (при определённых условиях формируются комплексы из дивакансий). При дальнейшем увеличении abc деформации до $e = 9 \div 10$ процесс измельчения зёрен-субзёрен продолжается, но более медленно, плотность дислокаций почти не меняется. Средняя величина зёрен-субзёрен после abc прессования даже при 573 K составляет около 250 нм, а их минимальная величина достигает 20 нм. То же самое показывает и анализ результатов по измельчению зёрен-субзёрен в двойных сплавах на основе никелида титана, которые получены нами и другими исследователями методом РКУП под углами 90^0 и 110^0. Нами обнаружено, что РКУ и abc прессование при $T \geq 723$ K не влияет на температуры МП, что связывается с активными процессами возврата. Установлено также, что задание abc деформации образцам сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ (ат.%) $e = 1.0 \div 2.0$ приводит к резкому понижению температуры начала МП при их охлаждении (M_S) и при дальнейшем увеличении e M_S изменяется слабо. Проанализированы закономерности и особенности изменения пределов текучести и прочности образцов сплавов на основе никелида титана в зависимости от средней величины зёрен-субзёрен, их взаимосвязь с температурой начала МП M_S и напряжением мартенситного сдвига, отмечены трудности в определении величины истинного предела текучести в этом классе материалов и показаны пути их преодоления.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, комплексный проект FWRW-2021-0004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-132

КОМПЛЕКСНОЕ ПРИМЕНЕНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ НАПЛАВЛЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ

Малушин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д, А., Бащенко Л.П., Ковалев А.П.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Основными требованиями, предъявляемыми к материалам деталей машин горно-металлургического оборудования, которые работают в условиях абразивного износа и высоких температур, являются высокая и равномерная твердость, теплостойкость, износостойкость, удовлетворительная вязкость и прочность. В Сибирском государственном индустриальном университете разработаны способы изготовления деталей, основой которых является плазменная наплавка в среде азота с последующим высокотемпературным отпуском. Для предотвращения образования холодных трещин, характерных для теплостойких сталей, в разработанных способах используются низкотемпературный предварительный и сопутствующий подогрев с температурой 230 – 280 ^{o}C и эффект кинетической пластичности («сверхпластичности»). Проявление эффекта кинетической пластичности в процессе мартенситного превращения было отмечено при исследованиях свойств наплавленного теплостойкими сталями высокой твердости металла на установках тепловой микроскопии типа ИМАШ. Для получения наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин регулируется уровень временных напряжений в процессе наплавки путем их частичной релаксации за счет проявления эффекта кинетической пластичности в момент протекания мартенситного или бейнитного превращений. Релаксация временных напряжений в интервале температур мартенситного или бейнитного превращений предотвращает образование трещин в процессе многослойной наплавки. Уровень релаксации временных напряжений обеспечивается временем выдержки $t_в$ при температурах ниже температуры начала мартенситного превращения $M_н$.

Основные операции технологического процесса: изготовление заготовки под наплавку из низколегированной стали типа стали 30ХГСА; плазменная наплавка в среде азота активного рабочего слоя теплостойкими сталями высокой твердости; термическая обработка наплавленных деталей в виде 3-4-х кратного отпуска при температуре 560 – 580 ^{o}C; окончательная механическая обработка; контроль качества. Заготовки под наплавку изготавливались из стали 30ХГСА, обладающей высокими механическими свойствами, значительной величиной предела выносливости и удовлетворительной свариваемостью. Для плазменной наплавки использовали установку УД-417. Наплавка велась с присадкой порошковой проволоки ПП-Р18НЮ диаметром 3,7 мм. Такая технология исключает образование холодных трещин и позволяет получать наплавленный металл в закаленном состоянии.

Наплавку вели по винтовой линии с шагом 10 – 12 мм при следующем режиме: сварочный ток $I_{св}$ = 240 ÷ 260 А; напряжение на дуге Uд = 50 ÷ 55 В; скорость наплавки Vн = 18 м/ч; скорость подачи порошковой проволоки Vп.п. = 60 м/ч; смещение с зенита 10 – 12 мм; длина дуги $l_д$ = 20 мм. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон высшего сорта (ГОСТ 10157-79) с расходом 6 – 8 л/мин, а защитного – технический азот (ГОСТ 9293-74) с расходом 20 – 22 л/мин. Производительность наплавки 4 кг/ч. Наплавленные детали охлаждались на воздухе.

Наружные и внутренние дефекты наплавки (поры, трещины и шлаковые включения) при визуальном осмотре валков, ультразвуковой и магнитной дефектоскопии не обнаружены. Качество наплавленной поверхности удовлетворительное. Улучшить свойства наплавленного высоколегированного металла, а также обеспечить благоприятное напряженное состояние позволяет применение дополнительно после наплавки высокотемпературного отпуска. Так, твердость металла после наплавки составляет 52 – 57 HRC, а после отпуска на вторичную

твердость достигает 62 – 64 HRC. При применении дополнительно после наплавки и отпуска ультразвуковой поверхностной упрочняющей обработки (УПУО) и азотирования можно повысить твердость до 64 – 66 HRC.

На увеличение твердости наплавленного металла положительно влияет применение азота в качестве защитно-легирующей среды в процессе плазменной наплавки и введение алюминия в шихту порошковой проволоки. В процессе наплавки происходит легирование наплавленного металла азотом непосредственно из газовой фазы, что позволяет дополнительно повысить твердость рабочего слоя изделия. Алюминий вводят в состав шихты порошковой проволоки для связывания избыточного азота в нерастворимые в жидком металле соединения, которые способны дополнительно упрочнять металл за счет образования мелкодисперсных частиц нитридов. Исследования наплавленного металла с последующим азотированием показали, что на высоколегированных теплостойких сталях не удается получить глубину слоя более 0,20 – 0,25 мм с твердостью после азотирования порядка 1100 – 1240 HV. Низкая поверхностная твердость после азотирования и небольшая глубина слоя приводят к пониженной износостойкости рабочей поверхности и к необходимости частого повторного азотирования поверхностного слоя. Азотированные наплавленные детали можно рекомендовать для работы в условиях абразивного износа и коррозии.

Одним из возможных способов увеличения твердости теплостойких сталей после их наплавки и термообработки является упрочняющая ультразвуковая обработка. Проведена ультразвуковая обработка дисков, вырезанных из наплавленных прокатных валков диаметром 100 мм. Использован ультразвуковой станок модели 4Д772. В качестве инструмента использован составной концентратор с экспоненциальным переходным участком с коэффициентом усиления 10 из стали 35. Наконечник концентратора диаметром 8 мм изготовлен из стали ШХ15. Изучалось влияние акустических параметров обработки (амплитуда колебаний А, нормальное усилие на инструмент $P_н$ и скорость обработки V) на твердость наплавленного слоя. Установлено, что воздействие ультразвука неоднозначно изменяет твердость обрабатываемого металла; изменение зависит от режима обработки и связано с преобладанием процесса акустического упрочнения или акустического разупрочнения. При оптимальных параметрах процесса (А = 20 мкм; $P_н$ = 10 Н; V = 20 м/мин) при базовой твердости наплавленного металла 64 HRC возможно ее увеличение на 1 – 2 HRC, что является резервом повышения эксплуатационных характеристик деталей горно-металлургического оборудования.

Другим вариантом упрочнения, в том числе теплостойких сталей, может быть использование сочетания методов электровзрывного напыления покрытий, электронно-пучковой обработки и азотирования. При электровзрывном напылении за счет выбора различных режимов можно получать как однородные покрытия из различных металлов и сплавов (например, молибдена, меди, латуни, серебра и др.), так и композиционные покрытия. Композиционные электровзрывные покрытия могут быть со слоистой или с дисперсноупрочненной структурой. Возможны различные варианты композиционных покрытий, например, систем CuO-Ag, SnO_2-Ag и др. Применение электронно-пучковой обработки позволяет улучшить качество поверхности электровзрывных покрытий, гомогенизировать их объем и наноструктурировать. Использование азотирования на финишном этапе позволяет создавать нитриды металлов, обладающих высокими свойствами, или твердые растворы.

Рассмотренные варианты упрочнения наплавленных деталей из теплостойких сталей высокой твердости могут быть применены в различных сочетаниях и вариациях. Это позволит добиться оптимального комплекса свойств.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов и кандидатов наук МД-486.2020.8 и МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-133

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ КУРИНОЙ СКОРЛУПЫ ПРИ ИЗГИБЕ И СДВИГЕ

[1]Меженов М.М., [1]Желудков Д.А., [1,2,3]Зайцев Д.В., [1]Панфилов П.Е.
[1]Уральский федеральный университет, Екатеринбург
[2]Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург
[3]Уральский государственный горный университет, Екатеринбург

Разработка тканеэквивалентных реставративных материалов для стоматологии является одним из актуальных направлений в биомедицинском материаловедении. Выбор подходящего прототипа – материала, обладающего нужными физико-механическими свойствами и достаточно простой морфологией, чтобы его можно было воспроизвести в рамках коммерчески оправданной технологии, считается важным шагом в решении проблемы. Скорлупа куриных яиц один из перспективных прототипов, состоящая более чем на 90 процентов из карбоната кальция, она демонстрирует необходимый уровень прочностных свойств, удовлетворительную биосовместимость с тканями живых организмов и довольно простую морфологию, по сравнению с костной тканью и эмалью зубов. Проблемой является небольшая толщина куриной скорлупы (не более 0,5 мм), что не позволяет провести детальное изучение ее механических свойств. В настоящем сообщении обсуждаются результаты механических испытаний малогабаритных лабораторных образцов, вырезанных из скорлупы куриных яиц, по схемам 3-х точечного изгиба и сдвига, представляющего собой локализованный изгиб. Также было изучено развитие микротрещин в лабораторных образцах при изгибе. После удаления белка и желтка скорлупу сушили на воздухе. Образцы шириной 3 мм вырезали из средней части яйца вдоль его оси длиной около 50 мм при помощи дисковой алмазной пилы толщиной 0,1 мм. Испытания проводили в течение 2-3 дней после сушки и резки биоматериала на разрывной машине Shimadzu AG-50K XD при помощи приспособлений, входящих в комплект установки со скоростью траверсы 0.1 мм/мин на воздухе при комнатной температуре. Результаты обрабатывали при помощи пакета Trapezium™ от производителя. Развитие трещин на внешней поверхности скорлупы изучали на образцах для механических испытаний, которые помещали на рабочий столик металлографического микроскопа МИМ-8М, снабженного устройством для 3-х точечного изгиба малогабаритных образцов. Рабочую поверхность образцов в исходном состоянии и в процессе приложения нагрузки документировали при помощи цифровой камеры высокого разрушения при увеличениях x100 и x500 крат. Из изображений составляли топограммы областей прогиба, по которым изучали линейные размеры и геометрию трещин, развивающихся в образцах куриной скорлупы при изгибе. При изгибе лабораторные образцы, как и ожидалось, демонстрировали хрупкое поведение: эффективный упругий модуль 15 ГПа, предел прочности 28 МПа при деформации 0.18 %. Напротив, при срезе поведение лабораторных образцов скорлупы скорее можно определить как вязкоупругое, чем хрупкое: модуль сдвига 0,13 ГПа, прочность на сдвиг 12 МПа при деформации 6 %. При приложении изгибающей нагрузки трещины в образцах возникали в месте максимального прогиба, а не на концентраторах напряжений в форме царапин, которые перед испытаниями наносили на рабочие поверхности образцов. Они пересекали образец от края до края по внешней поверхности скорлупы, имели сложный профиль и значительную ширину, которую можно было увеличивать, повышая стрелу прогиба. При этом трещина не прорастала до внутренней поверхности скорлупы. По внешнему виду трещины в скорлупе куриных яиц, были похожи на трещины в образцах таких горных пород как серпентинит, песчаник и антрацит при непрямом растяжении. Можно заключить, что несмотря на хрупкое деформационное поведение на макроскопическом уровне при изгибе, рост трещин в куриной скорлупе оказывается близок к росту трещин в таких вязкоупругих материалах, как упомянутые выше горные породы. При этом тип деформационного поведения скорлупы на макроуровне зависит от геометрии нагружения. Результаты исследования показывают, что скорлупа куриных яиц, благодаря такому сочетанию механических свойств, может быть взята в качестве прототипа для биомиметиков стоматологического назначения.

Работа выполняется при поддержке гранта РФФИ-СО № 20-48-660017.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-134

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УГЛЕРОДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ В КАЧЕСТВЕ ДАТЧИКОВ ДАВЛЕНИЯ

Минакова Н.Н.
Алтайский государственный университет, Барнаул

Резистивные полимерные композиционные материалы имеют широкий спектр применений, который постоянно расширяется. Одно из многолетних применений – датчики давления. Их работа основана на изменении объемного электрического сопротивления при сжимающей нагрузке. Известны сложные и неоднозначные зависимости этой величины от деформации сжатия [1].

В современных условиях выполнение материалом в электротехническом устройстве основной функции должно сочетаться с другими не менее важными требованиями, например, ресурсосбережения, экологичности и т.д. Поэтому актуальной является разработка композиционных материалов для датчика давления, способных удовлетворять комплексу условий.

Объектом исследования выбраны наполненные техническим углеродом эластомеры, которые имеют доступные исходные компоненты при промышленной технологии изготовления и широком регулировании комплекса свойств [2, 3].

Оценивалась возможность регулирования свойств композиционных материалов с углеродным наполнителем при сжимающей нагрузке в зависимости от вида эластомера, марки технического углерода, его концентрации.

Эксперименты проводились на материалах, содержащих в качестве матрицы каучуки марок СКМС-30АРК, БК-2055, СКН-20. Электропроводящий наполнитель – технический углерод марок П-514, П-234, П-166Э. Концентрация изменялась от 20 до 80 массовых частей на 100 массовых частей каучука. Испытания проводились на образцах цилиндрической формы (3х5) см.

Экспериментально определялись:

- величина объемного электрического сопротивлении при деформации сжатия;
- разброс по величине объемного электрического сопротивления в исходной партии изделий и при повторных испытаниях на сжатие.

Установлено совпадение характера зависимости от концентрации углеродного наполнителя разброса величины объемного электрического сопротивления в партии изделий и изменения этой величины при действии сжимающей нагрузки. Экспериментально подтверждено, что для рассматриваемых объектов исследования влияние марки технического углерода уменьшается при возрастании величины приложенной сжимающей нагрузки.

Выявлен неоднозначный характер зависимости объемного электрического сопротивления от величины сжимающей нагрузки для композиционного материала на основе СКН 40. Предложено объяснение выявленной закономерности.

Разработаны рекомендации по подбору компонентов материалов, применение которых позволяет совместить функциональные требования к датчикам давления по величине объемного электрического сопротивления и ее разбросу в партии изделий.

1. Parris D.R., Burton L.C., Siswanto M.G. Transient electromechanical behaviour of carbon-black-filled Rubber // Rubber chemistry and technology. – 1987. - V. 60, No 4. – P. 705 – 715.
2. Minakova N.N., Ushakov V.Ya. Stochastic and deterministic modeling of spatially oriented structures in dispersion-filled polymers // Vysokomolekulyarnye soedineniya. Seriya A. – 2000. – T. 42. – № 9. – C. 1552–1553.
3.Минакова Н.Н. Моделирование процессов эксплуатационных воздействий для дисперсно-наполненных полимеров // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2000. – Т. 43. – № 1. – С. 42–45.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-135

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ Zrx(B, C)y

[1,2]Мировой Ю.А., [1]Бурлаченко А.Г., [2]Грушковская А.Н., [1]Буякова С.П.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Гранулометрическая однородность агрегированных высокодисперсных порошков может быть достигнута, либо седиментационным отделением агрегатов, либо их разрушением посредством термической или механической обработки. Механическая обработка порошков в высокоэнергетических мельницах является одними из эффективных методов снижения температуры спекания и получения высокоплотной мелкокристаллической структуры в тугоплавких материалах без использования активирующих добавок, оказывающих зачастую отрицательное влияние на теплофизические свойства этих материалов. При механической обработке на фоне разрушения агрегатов происходит его активация - образование высокодефектной структуры, новых поверхностей, очищение частиц от адсорбированных газов. Однако, предпринимая механическую обработку порошков с целью их гомогенизации, необходимо иметь в виду, что этот процесс имеет ограничения с кинетической точки зрения, одновременно с измельчением порошка может происходить его агрегирование. Учитывая данное обстоятельство, выбор режима механической обработки должен производиться индивидуально, исходя из химического и гранулометрического составов порошков.

Целью данной работы является изучение влияния высокоэнергетической механической обработки на структурно-фазовое состояние порошков и порошковых систем ZrB_2, ZrC.

Порошковые системы ZrB_2, ZrC подверглись механической обработке в планетарной мельнице-активаторе АГО-2 в диапазоне от 1 до 15 минут, с частотой вращения 1300 об/мин и центростремительным ускорением, развиваемом мелющими телами, 300 м/с^2. Рентгеноструктурный анализ порошков проведен на дифрактометре с использованием монохроматического Cu-Kα излучения при величине катодного напряжения 20 кВ; с интервалом измерений 30 - 120°, с шагом гониометра – 0,05° и временем экспозиции – 3 сек.

Получение экспериментальных изотерм адсорбции-десорбции проводилось на приборе СОРБИ-4.1 по низкотемпературной адсорбции азота. Величину общей удельной поверхности определяли 4-точечным методом БЭТ.

На рис. 1а представлена зависимость среднего размера частиц порошка карбида циркония ZrC от длительности механической обработки. Согласно полученным данным механическая обработка не оказала существенного влияния на размер частиц в порошке. После 15 минут механической обработки средний размер частиц в порошке не отличался от среднего размера частиц в порошке в исходном состоянии. Однако при механической обработке порошка карбида циркония имело место незначительное увеличение его удельной поверхности в среднем от 6,8 до 8,2 м^2/г, что может служить доказательством очищения поверхности частиц от адсорбированных газов и свободного углерода, рис. 1б. Несмотря на отсутствие изменений в среднем размере частиц порошка ZrC при механической обработке наблюдалось увеличение размеров областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей от 45±10 нм в порошке до механической обработки до 70±10 нм в порошке после 1 мин. механической обработки. Поскольку расчет размеров ОКР производился по уширению рентгеновских рефлексов на малых углах дифракции, наблюдаемое уменьшение размеров областей когерентного рассеяния может быть связано не с изменением размеров ОКР, а с устранением концентрационной неоднородности в порошке по распределению углерода.

При механической обработке порошка ZrB_2 в течение 5 мин. наблюдалось увеличение среднего размера частиц от 7 мкм в исходном состоянии до 12 мкм. При дальнейшем увеличении длительности механической обработки средний размер частиц ZrB_2 уменьшался и после 15 мин. составил 4 мкм, что в два раза меньше среднего размера частиц в порошке в

исходном состоянии, рис. 1в. Механическая обработка порошка ZrB_2 практически не оказала влияние на его удельную поверхность. Так, величина удельной поверхности порошка ZrB_2 до механической обработки составляла 7 $м^2/г$, после 15 мин. механической обработки 6 $м^2/г$, рис. 1г.

Несмотря на отсутствие изменений в среднем размере частиц порошка ZrB_2 при механической обработке имело место уменьшение размеров ОКР от 120 в порошке до механической обработки до 60 нм в порошке после 15 минут высокоэнергетической механической обработки.

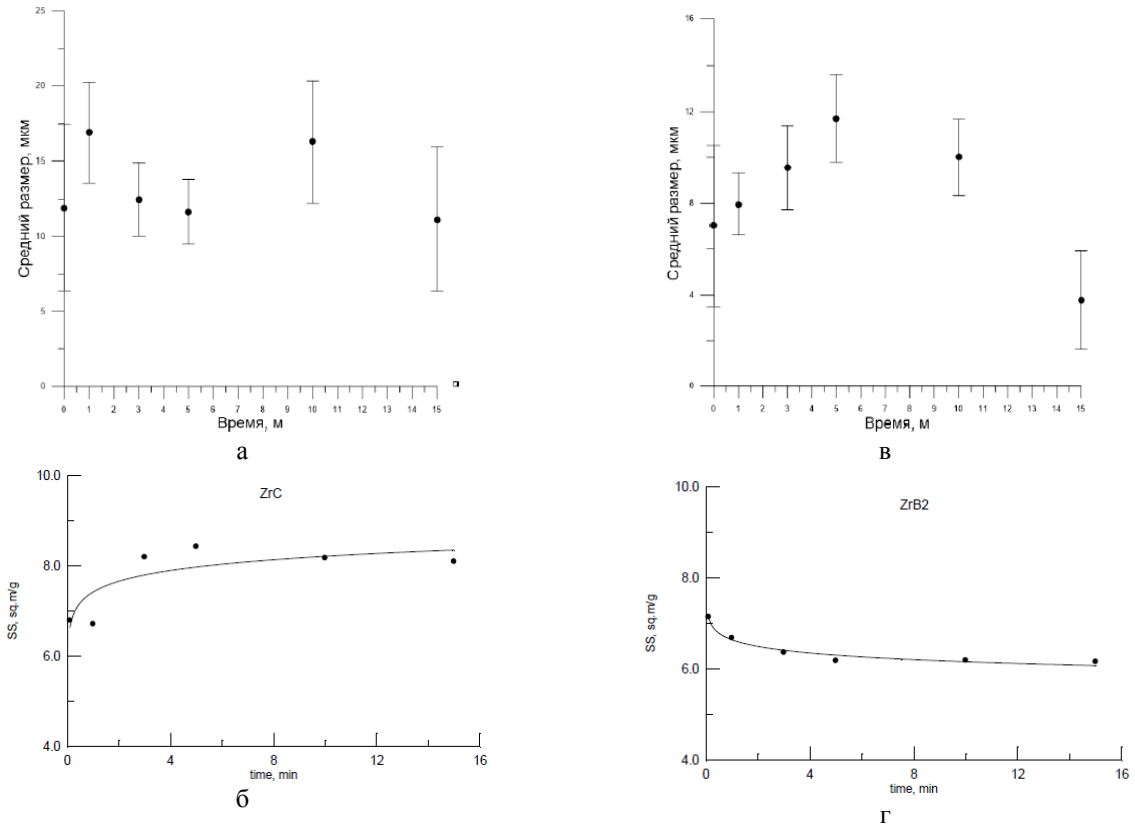


Рис. 1. Зависимость среднего размера частиц: ZrC (а), ZrB_2 (б) и площадь удельной поверхности порошков: ZrC (в), ZrB_2 (г), от времени механической обработки

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009 и при поддержке стипендии Президента РФ (СП-478.2021.3).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-136

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ABC-ПРЕССОВАНИИ НА ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР СПЛАВА $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$

[1]Миронов Ю.П., [2]Сыртанов М.С., [1]Гришков В.Н., [1]Кашина О.Н., [1]Жапова Д.Ю.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Благодаря наличию мартенситных превращений, сплавы на основе никелида титана проявляют функциональные свойства как эффект памяти формы и сверхэластичность. Основными способами управления термомеханическими свойствами этих сплавов является легирование и термообработка. В настоящее время активно изучаются механизмы формирования в сплавах на основе TiNi субмикрокристаллических или нанокристаллических структур методами интенсивной пластической деформации (ИПД), одним из которых является abc-прессование [1]. Происходящее при этом измельчение зёренно-субзёренной структуры сплава может приводить к повышению его прочностных свойств и смещению температур мартенситных превращений [2,3], что создаёт важный канал управления его свойствами и расширяет область применения. Показано, что в сплаве $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ методом теплого abc-прессования получена ультрамелкозернистая структура на основе субмикрокристаллической и нанокристаллической составляющих, объемная доля которых повышается при понижении температуры прессования до 300°C [3]. Методом электросопротивления определены температуры мартенситных превращений.

Цель настоящей работы состояла в определении методом рентгеноструктурного анализа температур мартенситных превращений, параметров кристаллической структуры и степени её дефектности в образцах после abc-прессования при 300°C.

Исследования проведены на сплаве $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», который в состоянии поставки имел структуру моноклинной мартенситной фазы B19’. Последовательность изготовления образцов для исследования описана в работе [4]. Образцы с различной величиной истинной деформации *e* (1.84; 3.60; 5.40; 7.43; 9.55) получали изотермическим abc-прессованием при 300°C. В качестве исходного выбрано состояние сплава после формирования заготовки в виде куба со стороной 20 мм, полученное путём одного цикла *авс*-прессования при температуре 800°C.

Рентгеноструркурный анализ (РСА) при комнатной температуре проводили на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия), с фильтрованным Co-Kα излучением (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН). РСА in situ проводили в интервале температур $T_{комн.}$ ÷ +140°C при охлаждении и нагреве образцов в камере НТК 2000N (Anton Paar, Грац, Австрия) на дифрактометре XRD-7000S (Shimadzu, Япония) с фильтрованным Cu-Kα излучением и высокоскоростным линейным 1280-канальным детектором OneSight FD-1001 (Shimadzu) [5].

Из трансформации картин рентгеновской дифракции при изменении температуры образцов (рис. 1) определены температуры мартенситных превращений: M_s, M_f, A_s, A_f, T_R исходного и деформированных образцов. Проведено их сравнение с величинами, полученными из метода электросопротивления. Получены и проанализированы зависимости параметров решёток фаз B2, R и B19’ от величины истинной abc-деформации. Проанализированы формы рентгенодифракционных отражений типа (00h)B19’ при комнатной температуре и отражений типа (hh0)B2 при 120°C, определены вклады в физическое уширение этих отражений от измельчения ОКР и величины микроискажений кристаллических решёток фаз B19’ и B2.

Установлено, что при охлаждении исходного образца из состояния высокотемпературной фазы B2, первым начинается превращение B2→B19’. При достижении температуры T_R, превращение B2→R протекает в температурном интервале 58÷45°C. При дальнейшем охлаждении фаза R превращается в мартенсит B19’. Превращение в фазу B19’ завершается вблизи $T_{ком}$ (рис. 1а). В образцах подвергнутых abc-прессованию наблюдается

снижение температур Ms и M_f, в то время как T_R не изменяется. В деформированных образцах превращения B2→B19’ и B2→R начинаются одновременно. При этом превращение B2→R сохраняет узкий температурный интервал, а превращение R→B19’ остаётся незавершённым при охлаждении до $T_{ком}$ (рис. 1б).

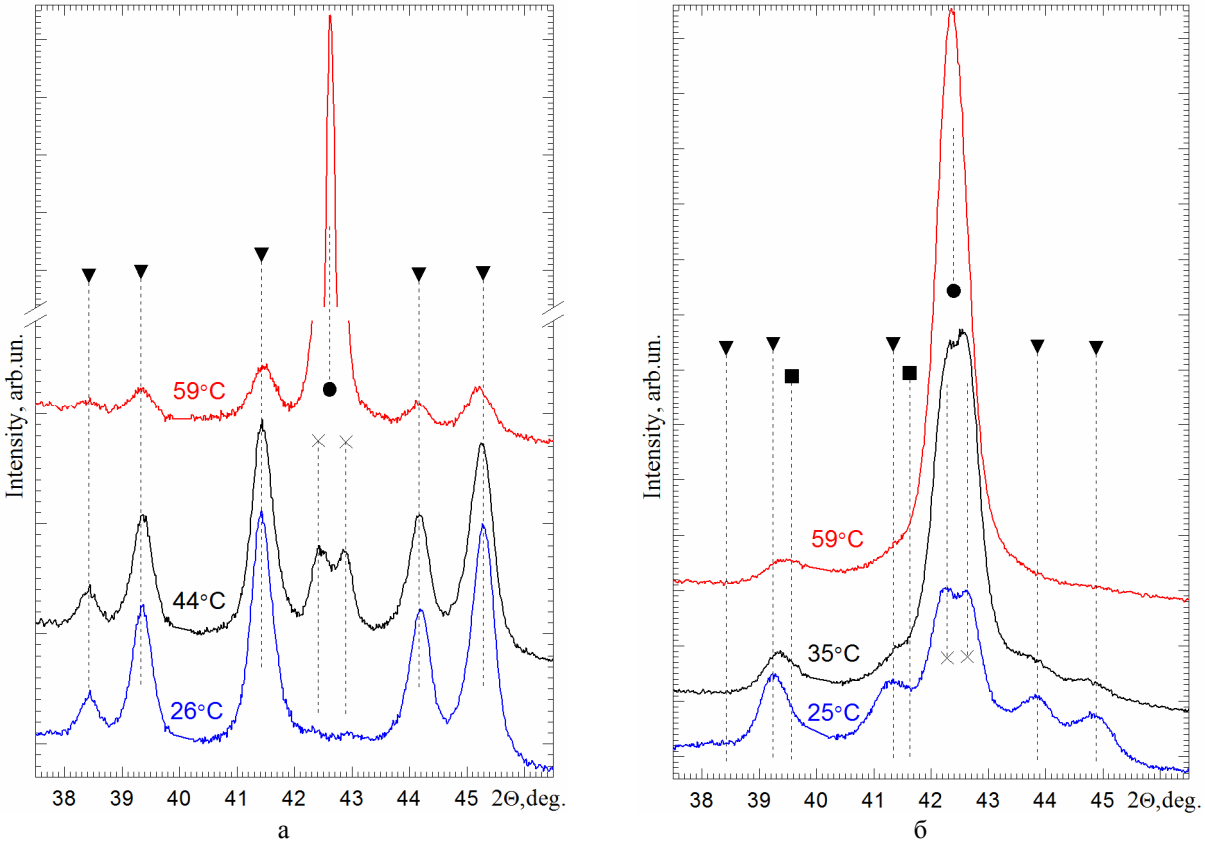


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм in situ процесса охлаждения исходного образца (а) и подвергнутого abc-прессованию до величины истинной деформации e=9.55 (б). Знаками отмечены положения рефлексов фаз: ▼ – B19’; ● – B2; × - R; ■ – Ti_4Ni_2O

Большинство параметров кристаллической структуры претерпевают значительные изменения на начальной стадии истинной abc-деформации e = 1.84. При её дальнейшем нарастании от 1.84 до 9.55, как температуры превращений, так и большинство микроструктурных параметров, не претерпевают изменений. Однако на стадии больших abc-деформаций заметно измельчение ОКР, как в состоянии низкотемпературной фазы B19’, так и высокотемпературной B2.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, комплексный проект FWRW-2021-0004 и в рамках гранта Президента Российской Федерации № МК-1057.2020.8.

1. Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации. - Уфа: УГАТУ, 2008. 313 с.
2. Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф., Гирсова Н.В., Табаченко А.Н. Формирование ультрамелкозернистого состояния, мартенситные превращения и неупругие свойства никелида титана после abc-прессования. Вопросы материаловедения. 2008. № 1(53). С. 161-165.
3. Lotkov A.I., Grishkov V.N.,Dudarev E.F, Koval Y.N., Girsova N.V., Kashin O.A., Tabachenko A.N., Firstov G.S., Timkin V.N., Zhapova D.Y. Ultrafine Structure and Martensitic Transformation in Titanium Nickelide after Warm abc Pressing. Inorg. Mater. Appl. Res. 2011, 2, 548–555. DOI: 10.1134/S2075113311050145.
4. Oleg Kashin, Konstantin Krukovskii, Aleksandr Lotkov and Victor Grishkov. Effect of True Strains in Isothermal abc Pressing on Mechanical Properties of $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ Alloy. Metals 2020, 10, 1313; doi:10.3390/met10101313.
5. M. Syrtanov, G. Garanin, E. Kashkarov, N. Pushilina, V. Kudiiarov and T. Murashkina Laboratory X-ray Diffraction Complex for In Situ Investigations of Structural Phase Evolution of Materials under Gaseous Atmosphere. Metals 2020, 10, 447; doi:10.3390/met10040447.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-137

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА ИЗ СТАЛИ 08Х18Н10Т И НИХРОМОВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ

Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одной из основных проблем аддитивного производства (АП) аустенитных нержавеющих сталей (АНС) является формирование двухфазной (γ-аустенит/δ-феррит) дендритной микроструктуры в получаемых заготовках. Это отличает АНС, полученные методами АП, от литых аналогов с однофазной гомогенной структурой и ограничивает использование получаемых компонент сразу после производства. Для получения гомогенной однофазной структуры в заготовках используют пост-производственные термические обработки, изменяют состав исходного сырья или режимы АП заготовки. В данной работе проведено экспериментальное исследование по установлению влияния постепенного добавления никеля в процессе проволочной электронно-лучевой 3D-печати стали 08Х18Н10Т на фазовый состав, механические свойства и микроструктуру получаемой заготовки.

Для 3D-печати заготовки в виде стенки (110×30×5 мм^3) использовали лабораторную установку для электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). В качестве сырья для ЭЛАП использовали две сварочные проволоки диаметром 1,2 мм с разным химическим составом: Fe-18,2Cr-9,4Ni-1,1Mn-0,7Ti-0,5Si-0,08C мас.% (проволока из АНС 08Х18Н10Т) и 77,8Ni-19,7Cr-1,9Si-0,6Fe мас.% (проволока из NiCr сплава). ЭЛАП проводили при следующий параметрах: I=55 мА, U=30 кВ, V_w=25,5 мм/с, развертка луча спиральная от центра размером 1×3,5 мм, частота развертки 1 кГц, процесс реализуется в вакуумной камере. В качестве подложки использовали пластину из АНС. При послойном наплавлении градиентной заготовки использовали два механизма подачи проволоки без остановки процесса ЭЛАП. Стальную проволоку подавали в формируемую электронным пучком ванну расплава и таким образом формировали первые 25 слоев. Следующие 25 слоев были получены осаждением проволоки из нихромового сплава. Для исследования микроструктуры, фазового состава и микротвердости из заготовки вырезали плоские образцы размером 1×30×5 мм^3 в поперечном сечении градиентной стенки.

В результате ЭЛАП в заготовке сформировалась макроскопически и микроскопически неоднородная слоистая структура с четырьмя характерными областями: (*1*) область нержавеющей стали 08Х18Н10Т с двухфазной дендритной γ+δ микроструктурой в нижней части заготовки; (*2,3*) в средней части – переходная зона из нержавеющей стали и NiCr сплава, постепенно переходящая в область (*4*) NiCr сплава с ячеистыми дендритами и структурой γ-Ni в верхней части образца. Объемная доля δ-феррита и микротвердость градиентного материала «нержавеющая сталь/NiCr сплав» зависят от микроструктуры и фазового состава заготовки. Результаты магнитофазового анализа показали, что содержание δ-феррита зависит от положения в заготовке: от 9-15% в нижней части заготовки постепенно снижалось до нуля в переходной зоне с однофазной аустенитной структурой, стабилизированной никелем. Микротвердость варьируется от 2,4 ГПа у подложки (области с небольшой долей феррита) до 2,0 ГПа в двухфазной области и повышается до 2,3 ГПа в области со стабильной аустенитной структурой. В области (4) микротвердость составляет 1,9 ГПа. Таким образом, постепенное добавление нихромового сплава приводит к образованию широкой переходной зоны в области «нержавеющая сталь/NiCr сплав», где аустенитная структура нержавеющей стали стабилизирована никелем. В полученном при ЭЛАП градиентном материале переходная зона имеет однофазную аустенитную структуру непосредственно после изготовления, что выгодно отличает ее от двухфазной дендритной микроструктуры, типичной для хромоникелевой нержавеющей стали аддитивного производства.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0030. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-138

ПОЛУЧЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Ni МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ

Москвичев Е.Н., Смолин А.Ю., Шамарин Н.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

К настоящему времени применяемые способы повышения функциональных характеристик материалов антифрикционного назначения, используемых в узлах трения в отсутствие смазки, практически исчерпали свои ресурсы. В этой связи остро стоит вопрос о разработке и способах получения новых антифрикционных материалов, способных обеспечить качественное повышение функциональных свойств ответственных элементов высоконагруженных трибоузлов [1]. Одно из перспективных направлений для решения поставленной задачи заключается в использовании явления структурной приспосабливаемости материала за счет мартенситного превращения, интерес к которому в последнее время переживает настоящий бум [2]. Перспективным с точки зрения использования эффекта приспосабливаемости является создание «умных» материалов нового поколения, обладающих эффектом памяти формы (Shape Memory), представляющих композицию (смесь) нескольких традиционных материалов, обладающих существенно различными физико-механическими свойствами. Потенциал систем такого типа позволяет получать ранее недостижимые сочетания таких ключевых функциональных характеристик антифрикционных материалов как высокие значения твердости, износостойкости, электро- или теплопроводности и т.д. одновременно при низком коэффициенте трения.

Наиболее часто используемыми SM сплавами на основе меди являются сплавы систем Cu-Zn-Al и Cu-Al-Ni благодаря их невысокой стоимости и высокой стойкости к ухудшению функциональных свойств при старении. Сплавы системы Cu-Al-Ni выгодно отличаются от остальных возможностью работы при больших температурах за счет более высокой температуры фазового перехода, а, так же, меньшим гестерезисом.

В даной работе для создания материала, обладающего структурной приспосабливаемостью, использованы методы электронно-лучевой аддитивной печати. Поскольку данные технологии позволяют варьировать химический состав материала при послойной печати, тем самым позволяя создавать структурно-фазовый градиент в готовом изделии или полуфабрикате, с требуемыми физико-механическими свойствами непосредственно в локальном участке, подверженном нагрузке.

Печать осуществлялась при ускоряющем напряжении 30 кВ, токе пучка 40 мА, скорости подачи проволоки 1500 мм/мин, скорости движения столика 380 мм/мин, после завершения процесса печати заготовка дополнительно обрабатывалась перемешиванием электронным лучом с частотой 100 Гц. За счет совмещенного использования проволочной и порошковой технологий подачи материала, а так же вариации видов электронно-лучевой постобработки были получены образцы бронзового сплава системы Cu-Al-Ni следующих композиций: Cu-10Al-3Ni; Cu-12Al-3Ni; Cu-12Al-5Ni; Cu-14Al-4Ni Cu-14Al-7Ni для дальнейших испытаний.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00743).

1. Tarasov, S., Rubtsov, V., & Kolubaev, A. (2010). Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding. *Wear*, *268*(1), 59-66. https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.06.027
2. Savchenko, N. L., Filippov, A. V., Tarasov, S. Y., Dmitriev, A. I., Shilko, E. V., & Grigoriev, A. S. (2018). Acoustic emission characterization of sliding wear under condition of direct and inverse transformations in low-temperature degradation aged Y-TZP and Y-TZP-AL2O3. *Friction*, *6*(3), 323-340. https://doi.org/10.1007/s40544-018-0226-6

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-139

ГРАДИЕНТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ

Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Антифрикционные материалы и покрытия повсеместно применяются в различных отраслях реальных секторов экономики, включая авиа-, судо- и машиностроение, железнодорожный транспорт, энергетика и т.д. Их основным назначением является поддержание максимально низких значений величины коэффициента трения и интенсивности износа в ответственных узлах трения, в том числе, в высоконагруженных подшипниках скольжения, в трибосопряжениях, работающих в условиях высоких скоростей и при повышенных температурах, например, лопатках турбин, в скользящих токосъёмных и электромеханических контактах и пр. Одним из перспективных подходов к увеличению трибологических свойств изделия является создание или модификация его поверхностного слоя, подвергающегося нагрузке в процессе трения [1].

Сплавы Cu-Ni относятся к коррозионно-стойким медным сплавам. Они устойчивы к влаге, неокисляющим кислотам, щелочам и растворам солей, органическим кислотам и таким газовым средам, как: кислород, хлор, хлористый водород, фтористый водород, диоксид серы и диоксид углерода. Обладают низким риском коррозионного растрескивания под напряжением, чрезвычайно малой склонностью к избирательной коррозии, точечная коррозия наблюдается редко. Стойкость этих сплавов, как и сплавов Cu-Al, связана со стабильным защитным покрытием на поверхности за счет легирующего металла. Сплавы на основе системы Cu-Ni так же обладают хорошей износостойкостью при трении [2].

В данной работе рассматривается задача создания материала на основе алюминиевой бронзы, в котором за счет формирования структурно фазового градиента по принципу «от менее стойкого к более стойкому». Под этим подразумевается, что основой напечатанного изделия будет служить материал не стойкий к воздействию коррозионно-активных сред и изнашиванию в условиях трения скольжения. Далее, за счет совместного использования разных технологий подачи материала, а так же регулируемой подачи легирующего элемента, сформирован плавный переход от исходного материала к упрочненному поверхностному слою. Дополнительными факторами, влияющими на структурно-фазовый состав материала, являются возможность регулировки развертки электронного луча, а так же вариации видов электронно-лучевой постобработки каждого слоя.

Печать осуществлялась при ускоряющем напряжении 30 кВ, токе пучка 40 мА, скорости подачи проволоки 1500 мм/мин, скорости движения столика 380 мм/мин, после завершения процесса печати заготовки дополнительно обрабатывались перемешиванием электронным лучом с частотой 100 Гц, а так же перемешиванием с меньшей частотой 10 Гц.

За счет совмещенного использования проволочной и порошковой технологий подачи материала, а так же вариации видов электронно-лучевой постобработки были получены образцы бронзового сплава системы Cu-Al с градиентным поверхностным слоем, упрочненным интерметаллидными соединениями в разных концентрациях для дальнейших исследований.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

1. Luo Q., Wu Z., Qin Z., Liu L., & Hu W. (2017). Surface modification of nickel-aluminum bronze alloy with gradient Ni-Cu solid solution coating via thermal diffusion. Surface and Coatings Technology, 309, 106–113. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2016.11.013.
2. Luo Q., Qin Z., Wu Z., Shen B., Liu L., & Hu W. (2018) The corrosion behavior of Ni-Cu gradient layer on the nickel aluminum-bronze (NAB) alloy. Corrosion Science, 138, 8–19. https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.03.050.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-140

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА С ВЫСОКИМИ ПРОЧНОСТНЫМИ И УСТАЛОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Лыкова О.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Широкое использование титановых сплавов во многих областях авиа- и машиностроения обусловлено уникальным сочетанием их высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и усталостной долговечности. Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры (d<1 мкм) с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к дополнительному повышению прочностных свойств титановых сплавов, а также реализации, при определенных условиях, низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности. При этом, механическое поведение таких материалов в широком интервале температур деформации определяется не только размером зерен и структурно-фазовым состоянием, но также и высокой степенью неравновесности и, как следствие, повышенной диффузионной проницаемостью границ раздела. Несмотря на большое число работ в этой области до настоящего времени остаются мало изученными особенности измельчения методами ИПД зеренной структуры в высоколегированных титановых сплавах переходного класса, обеспечивая повышение их механических характеристик. Кроме того, исследования сверхмногоцикловой усталости и разрушения титановых сплавов переходного класса с УМЗ структурой ранее также не проводились. В связи с этим, в настоящей работе проведены исследования влияния радиально-сдвиговой в сочетании с ручьевой прокатки и последующим старением на структуру, механические и усталостные свойства титановых сплавов переходного класса.

В работе проведены исследования эволюции структуры и фазового состава титановых сплавов переходного класса при воздействии методом радиально-сдвиговой прокатки и последующего старения, а также их механических и усталостных характеристик при испытаниях с ультразвуковой частотой. На примере титановых сплавов переходного класса ВТ22 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) и ВТ35 (Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr) показано, что указанная выше термомеханическая обработка приводит к формированию однородной по сечению прутка ультрамелкозернистой структуры со средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры около 0,5 мкм. Последующее старение приводит к распаду пересыщенного твердого раствора β фазы с образованием игольчатых (в случае сплава ВТ22) или пластинчатых (в случае сплава ВТ35) выделений α/α"–фазы толщиной несколько нанометров. В результате этого наблюдается существенное повышение прочностных свойств указанных УМЗ сплавов по сравнению с их крупнозернистыми аналогами при сохранении удовлетворительной пластичности. На примере титанового сплава ВТ22 показано, что формирование ультрамелкозернистой структуры с высокими прочностными свойствами приводит к реализации высокой усталостной прочности в условиях сверхмногоцикловых испытаний с коэффициентом асимметрии цикла R=–1. В частности, амплитуды напряжений составляют около 800 и 700 МПа при числе циклов до разрушения $3{,}51\cdot10^7$ и $7{,}1\cdot10^7$, соответственно, а при числе циклов до разрушения $2{,}78\cdot10^7$ амплитуда напряжения достигает 850 МПа. При достаточно высокой амплитуде напряжения σ_a = 635 МПа образец сплава выдержал без разрушения $1{,}31\cdot10^9$ циклов. Следует отметить, что при амплитудах напряжений до 850 МПа в условиях циклических испытаний с ультразвуковой частотой характер зарождения и развития усталостной трещины является внутренним, а повышение амплитуды до 900 МПа приводит к развитию поверхностного разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00033).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-141

РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 ПОСЛЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ И СТАРЕНИЯ В ОБЛАСТИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

[1]Найденкин Е.В., [2]Солдатенков А.П., [1]Мишин И.П., [1,3]Оборин В.А., [2]Шанявский А.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Авиарегистр России, Москва
[3]Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

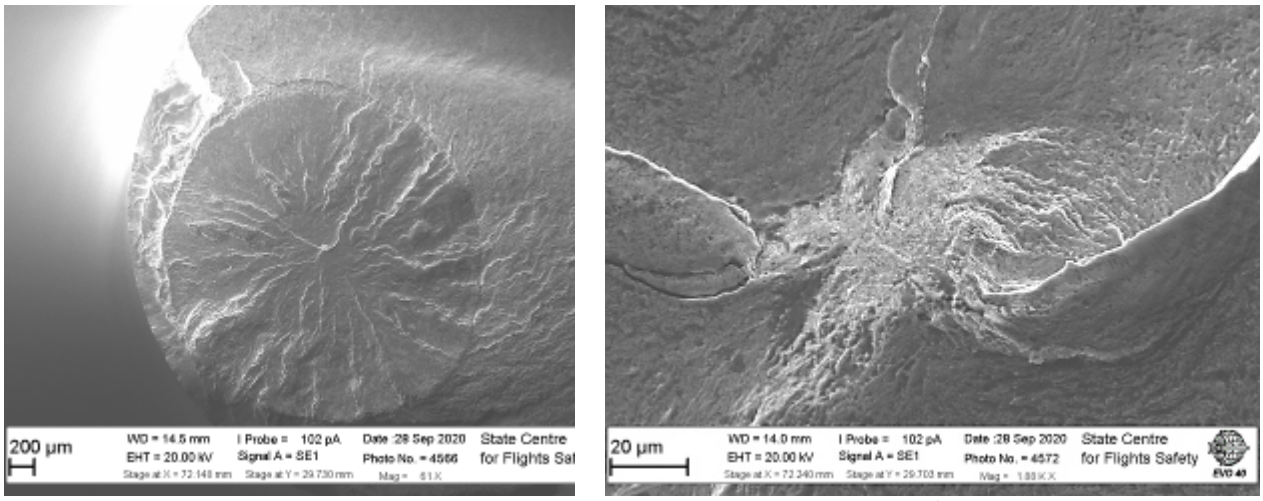
Применение метода радиально-сдвиговой прокатки в сочетании с последующим старением титанового сплава переходного класса ВТ22 позволяет измельчить структуру материала и повысить его прочностные характеристики, оцениваемые в условиях статического нагружения, и характеристики сопротивления усталости, оцениваемые на стандартной базе циклических испытаний. Однако оценку качества получаемого материала можно дать, когда поведение материала не связано с обменными процессами с окружающей средой, протекающими в поверхностном слое материала образца, которые основательно изучены и классифицированы в рамках Физической мезомеханики. Поведение непосредственно самого материала при циклическом нагружении должно рассматриваться в ситуации, когда разрушение инициируется на микромасштабном уровне согласно введённой классификации масштабов в рамках Физической мезомеханики, что соответствует области сверхмногоцикловой усталости (СВМУ).

Необходимость испытаний в области СВМУ определяется ещё и тем, что в результате увеличения ресурса современных элементов конструкций они могут реализовывать разрушения в области СВМУ при наработках свыше 10^8 циклов, где поведение материала принципиально отличается с точки зрения формирования очага разрушения под поверхностью. Поэтому было проведено исследование закономерностей и механизмов разрушения в области сверхмногоцикловой усталости титанового сплава ВТ22, полученного методом радиально-сдвиговой прокатки с последующим старением.

Установлено, что переход от подповерхностного зарождения трещины к поверхностному для исследуемого сплава происходит при уровне напряжения около 850 МПа, что почти в 1,5 раза превышает предел усталости сплава ВТ22 при стандартных рекомендуемых обработках. При этом при указанном уровне напряжения трещины зарождаются у обычного сплава ВТ22 с поверхности. Долговечность упрочненного материала даже при напряжении 850 МПа составила свыше $3 \cdot 10^7$ циклов. Тогда как у неупрочненного материала такая долговечность достигается при уровнях напряжения ниже 500 МПа.

Усталостное разрушение с формированием очага трещины под поверхностью происходило с образованием фронта трещины в виде окружности во внутреннем объеме образца вплоть до перехода к нестабильному ускоренному росту трещины и долому. Очаг разрушения располагается на разном расстоянии от поверхности образца, а само это расстояние не имеет однозначной связи с величиной амплитуды напряжения или с долговечностью образца.

Подповерхностный очаг во всех образцах однотипен и представляет собой сглаженную фасетку, ориентированную под углом к сформированной в последующем поверхности излома (рис. 1). От начальной фасетки расходятся ступеньки сглаженного рельефа (рис. 1б). С применением микрорентгеноспектрального анализа установлено, что в пределах начальной фасетки содержание кислорода и углерода больше, чем на порядок превышает содержание этих элементов, входящих в незначительном количестве в марочный состав сплава, что свидетельствует о диффузии указанных химических элементов внедрения в формировавшуюся зону очага разрушения из прилегающего объема материала. На диффузию кислорода и углерода из объема материала указывает и тот факт, что область излома, отвечающая усталостному развитию разрушения, в большинстве образцов не достигла поверхности образца, а со всех сторон ограничена зоной долома.



а б

Рис. 1. Излом образца с подповерхностным зарождением трещины (а)
и очаговая зона в виде сглаженной фасетки (б)

Дальнейшее развитие разрушения происходит с формированием поверхностей излома со сглаженным рельефом, расположенных на разных уровнях относительно друг друга. При последующем соединении по границе смежных поверхностей образовывались ступеньки. Таким образом, усталостное разрушение развивается с реализацией механизма мезотуннелирования трещин и их последующего объединения при разрушении перемычек между соседними мезотуннелями.

В зоне начального разрушения возникает фазовый переход, в результате которого в материале формируется объем наноструктурированного материала с образованием частиц сферической формы [1]. По границам сферических частиц происходит разупрочнение материала с образованием свободной поверхности, а, далее, протекает процесс усталостного разрушения в условиях микроперемещений берегов трещины при их контактном взаимодействии. В зоне очаговой фасетки наблюдается повышенная концентрация примесей внедрения – кислорода и углерода, обусловленная их диффузионным массопереносом из соседних объемов материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 19-19-00033).

1. Pan X., Xu S., Qian G., Nikitin A., Shanyavskiy A., Palin-Luc T., Hong Y. The mechanism of internal fatigue-crack initiation and early growth in a titanium alloy with lamellar and equiaxed microstructure // Materials Science and Engineering A. 2020. Vol. 798. 140110. Pp. 1–14. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140110

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-142

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

[1]Невский С.А., [2]Коновалов С.В., [2]Осинцев К.А., [1]Сарычев В.Д., [1]Громов В.Е.
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева, Самара

Изучено формирование структуры ячеистой кристаллизации субмикро- и наноразмерного диапазона на поверхности высокоэнтропийного сплава AlCoCrFeNi при воздействии низкоэнергетических сильноточных электронных пучков с плотностями энергии от 10 до 30 Дж/см^2 и длительностью импульса 200 мкс. Установлено, что также как и для двух- и трёхкомпонентных сплавов причиной образования субмикро- и наноразмерных ячеистых структур является комбинированная неустойчивость, которая включает в себя термо-, испарительно-капиллярную и термоэлектрическую неустойчивости. Для выявления условий зарождения этой неустойчивости анализировалось предложенное в предыдущих работах авторов дисперсионное уравнение. Роль процесса испарения выявлялась путем решения тепловой задачи с учетом фазовых переходов. Расчеты распределения температур по времени на различных расстояниях от поверхности образцов данного сплава показали, что при значении плотности энергии E_s < 30 Дж/см^2 температура поверхности не достигает температуры испарения, поэтому при данных значениях плотности энергии испарительный член дисперсионного уравнения не учитывался. Результаты анализа дисперсионного уравнения в низкочастотном приближении показали, что при E_s = 30 Дж/см^2 длина волны λ_m, на которую приходится максимум скорости роста возмущений поверхности расплава, принимает значение, находящееся в субмикро и нанодипазоне (см. рис 1), при условии, что значение термоэлектрического коэффициента будет составлять ~ 4 – 10 В/К, а значение испарительного давления ~ 10^5 Па.

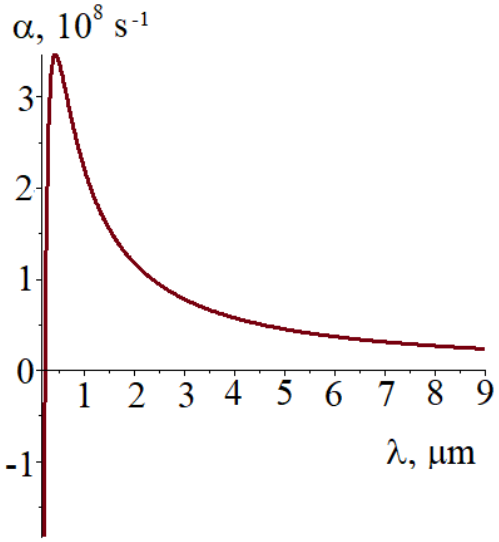


Рис. 1. Зависимость скорости роста возмущений поверхности расплава от длины волны при воздействии электронного пучка с плотностью энергии 30 Дж/см^2 с учетом испарения и термоэлектрических эффектов

Если не учитывать термоэлектрические эффекты, то такие значения λ_m наблюдается только при испарительном давлении ~10^{11} Па. Показано, что λ_m уменьшается с ростом плотности энергии пучка электронов по степенному закону.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 20-19-00452.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-143

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПОВЕДЕНИЕ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ 10%CR-3%CO-3%W СТАЛИ, МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ РЕНИЕМ

Никитин И.С., Федосеева А.Э.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Как показывает опыт последних лет исследования 9-10%Cr сталей, легированных кобальтом, с пониженным содержанием азота и повышенным содержанием бора, эти стали обладают явным преимуществом в сопротивлении ползучести перед сталями со стандартным содержанием азота [1-3]. Данное легирование предусматривает применение операции вакуумно-индукционного переплава как последней операции металлургии сталей, что определяет область применения данных сталей, как стали для изготовления лопаток и роторов паровых турбин тепловых электростанций [4]. В данной работе была использована 10%Cr-3%Co-3%W сталь, дополнительно легированная рением, которая после термической обработки (ТО), состоящей из нормализации при 1050°С (1 час, охлаждение на воздухе) с последующим отпуском при 770°С (3 часа, охлаждение на воздухе), обладает высоким сопротивлением ползучести при 650°С [1]. Однако кривая длительной прочности содержит перелом в интервале напряжений 130-120 МПа, который соответствует стремительному снижению сопротивления ползучести [3]. Анализ структуры после ползучести с помощью просвечивающей и растровой электронной микроскопий позволил предположить вероятные пути увеличения сопротивления ползучести посредством изменения термической обработки, приведенной выше. В результате было предложено несколько вариантов ТО.

Вариант ТО1 (норм. 1100°С + отп.770°С) позволил вдвое увеличить размер исходного аустенитного зерна (ИАЗ), что повышает плотность малоугловых реечных границ, являющихся потенциальными местами зарождения мелкодисперсных карбидов $M_{23}C_6$ и фаз Лавеса. Вариант ТО2 (норм. 1050°С + отп. 800°С) ведет к повышению среднего размера карбидов $M_{23}C_6$ (около 20-25%), что влияет на количество вероятных мест зарождения фаз Лавеса. Получение узкого размерного распределения последних частиц повышает их термодинамическую стабильность в процессе ползучести и обеспечивает сохранение дисперсионного вклада упрочнения от этих частиц в течение длительного времени испытания. Вариант ТО3 (норм. 1100°С + отп. 800°С) совмещает в себе оба подхода, одновременно повышая общую плотность малоугловых реечных границ и увеличивая размер карбидов $M_{23}C_6$, что косвенно стабилизирует частицы фаз Лавеса. Отметим, что сами карбиды $M_{23}C_6$ демонстрируют высокое сопротивление к коагуляции при ползучести за счет легирования бором.

После проведения трех модифицированных термических обработок были проведены испытания на ползучесть на плоских образцах с поперечным сечение 7×3 мм^2 и длиной рабочей части 25 мм при температуре 650°С и приложенном напряжении 160 МПа. Время до разрушения исследуемой 10%Cr-3%Co-3%W стали с Re при испытании на ползучесть в условиях 650°С/160 МПа после стандартной ТО составляет 440 ч, что соответствует 18,8% деформации. Отметим, что испытания на ползучесть при аналогичных условиях после модифицированных термических обработок еще не завершены. После ТО1 деформация образца составляет 6,8% на момент времени 3164 ч, а после ТО3 деформация образца составляет 5,5% на момент времени 303 ч. Отметим, что образцы после обеих ТО еще не вышли на третичную стадию ползучести. После ТО2 образец разрушился в условиях ползучести 650°С/160 МПа за время, сопоставимое со стандартной ТО. Таким образом, анализ поведения при кратковременной ползучести выявил, что увеличение размера ИАЗ путем повышения температуры нормализации (ТО1 и ТО3) является достаточно эффективным методом повышения сопротивления ползучести исследуемой 10%Cr-3%Co-3%W стали с Re при высоком приложенном напряжении.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-90117 (конкурс «Аспиранты»).

1. Dudova N.. Mishnev R., Kaibyshev R. Creep behavior of a 10%Cr heat-resistant martensitic steel with low nitrogen and high boron contents at 650 °C // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 766. No. 138353.
2. Fedoseeva A., Nikitin I., Dudova N., Kaibyshev R. Superior creep resistance of a high-Cr steel with Re additives // Mater. Letters. 2020. V. 262. No. 127183.
3. Fedoseeva A., Nikitin I., Tkachev E., Mishnev R., Dudova N., Kaibyshev R. Effect of alloying on the nucleation and growth of Laves phase in the 9–10%Cr-3%Co martensitic steels during creep // Metals. 2021. V. 11. No. 60.
4. Abe F. Precipitate design for creep strengthening of 9%Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants // Sci. Techn. Adv. Mater. 2008. V. 9. No. 013002.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-144

ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ НА ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ПОВЕХНОСТНОГО СЛОЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

[1]Никоненко А.В., [2]Попова Н.А., [2]Никоненко Е.Л., [3]Курзина И.А.

[1]Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Применение титана, как конструкционного материала, обусловлено благоприятным сочетанием его высокой механической прочности, коррозионной стойкости, жаропрочности и малой плотности. Повышению прочностных характеристик в титановых сплавах способствует измельчение зерна [1]. Известно, что уменьшение размера зерна титана до субмикрокристаллического (СМК) состояния и дополнительная имплантация приводят к существенному изменению структурно-фазового состояния и формированию дополнительных (вторичных) фаз [1, 2].

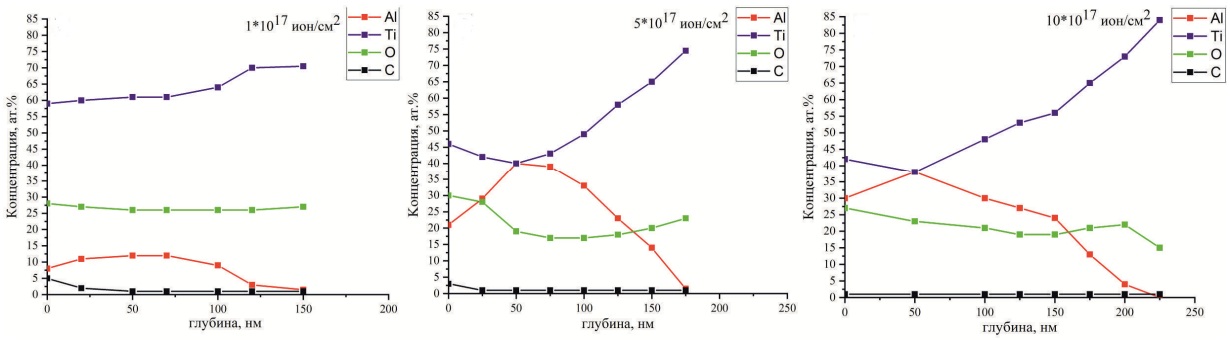
Наибольший интерес представляет алюминий в качестве имплантируемых ионов, так как интерметаллидные фазы системы Ti – Al проявляют особые свойства, формирование которых в поверхностных слоях позволяет значительно улучшать физико-механические характеристики имплантированных систем [3].

В качестве исследуемого материала был выбран технически чистый титан ВТ1-0 в СМК-состоянии (размер зерна 0.06 – 0.2 мкм). Для формирования СМК состояния в заготовках сплава ВТ1-0 применяли комбинированный метод многократного одноосного прессования (abc-прессование) [4] с многоходовой прокаткой в ручьевых валках при комнатной температуре и последующего отжига при 573 – 623 К в течение 1 часа.

Полученные образцы подвергались ионной имплантации алюминием на ионном источнике MEVVA-V.RU при различных дозах облучения: 1×10^{17} ион/см^2, 5×10^{17} ион/см^2 и 10×10^{17} ион/см^2 при температуре 623 К, ускоряющем напряжении 50 кВ, плотности тока ионного пучка 6.5 мА/см^2, расстоянии 60 см от ионно-оптической системы.

Исследование элементного состава поверхностных модифицированных в условиях ионной имплантации слоев проведено методом электронной ОЖЭ-спектроскопии с помощью спектрометра 09ИОС. Необходимо подчеркнуть, что данные ОЖЭ-спектроскопии имеют интегральный характер (суммарный) по всему имплантированному слою.

На рис.1 представлены концентрационные ОЖЭ-профили химических элементов в образцах сплава ВТ1-0 после имплантации с разными дозами.



а б в

Рис. 1. Профили концентраций химических элементов в образцах сплава ВТ1-0, полученные методом ОЖЕ-электронной спектроскопии, после имплантации с разными дозами: 1×10^{17} ион / см^2 (а); 5×10^{17} ион / см^2 (б) и 10×10^{17} ион / см^2 (в)

Из рис. 1а-1в видно, что во всех имплантированных образцах присутствуют Ti, Al, O и C. При всех дозах облучения концентрационный профиль алюминия имеет один максимум. Имплантация с малой дозой облучения (1×10^{17} ион/см^2) привела к тому, что толщина имплантированного слоя оказалась равной ~150 нм, и максимум концентрации Al (12 ат. %)

приходится на глубину ~20-70 нм (рис. 1а). Условно принято, что граница ионно-легированного слоя находится в области, где концентрация внедренных имплантацией ионов алюминия не ниже 1-2 ат.% [5].

Как видно из рис. 1, концентрация кислорода оказывается существенно выше концентрации алюминия. Это объясняется тем, что ионная имплантация выполняется в вакуумной камере, в которой присутствует остаточная атмосфера, что и привело к увеличению концентрации кислорода. Поэтому можно утверждать, что в поверхностном слое, наряду с интерметаллидными фазами Ti_3Al и Al_3Ti [1], будут образовываться также оксидные (оксиды титана и алюминия) и карбидные фазы.

После имплантации в исследуемый материал с дозой 5×10^{17} ион/см^2 (рис. 1б) толщина ионно-легированного слоя составляет ~175 нм. При этом максимальная концентрация алюминия составляет уже 40 ат. % и локализуется на глубине 50 нм от обработанной поверхности.

После увеличения дозы до 10×10^{17} ион/см^2 (рис. 1в) толщина ионно-легированного слоя увеличилась до ~225 нм, что несколько больше, чем с предыдущей дозой. При этом максимальная концентрация алюминия и глубина его локализации остается на том же уровне, что и в предыдущем случае. Это объясняется тем, что, согласно теоретическим расчетам [6], средний проективный пробег ионов алюминия в поликристаллическом титане при ускоряющем напряжении 60 кВ и среднем заряде Al-ионов, равным 1,7 Кл, составляет 80–90 нм. Вследствие высокой концентрации границ зерен при уменьшении размера зерна титановой мишени будет наблюдаться повышенная диффузия имплантируемых элементов по глубине материала. Поэтому, в отличие от поликристаллических материалов, дополнительная ускоренная диффузия алюминия по глубине и приводит к повышению толщины имплантированного слоя (до 200 нм). Сравнивая теоретически рассчитанные значения с экспериментальными данными, полученные методом ОЖЭ-спектроскопии [5], можно сказать, что наблюдается хорошее соответствие.

Однако из данных ОЖЭ-спектроскопии следует, что даже на глубине 1 – 2 мкм концентрация алюминия может составлять до 2 ат. %, что значительно превышает проективный пробег ионов алюминия в титане [5]. Можно заключить, что проявляется эффект «дальнодействия» [5], связанный с присутствием внедренной примеси на большую глубину вследствие радиационно-стимулированной диффузии.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 19-08-01041 и № 20-38-90066.

1.Nikonenko A.V., Popova N.A., Nikonenko E.L., Kurzina I.A. The effect of aluminum ion implantation on the grain size and structure of UFG titanium // Surface & Coatings Technology. 2020. №393. P. 125750.

2.Vorob'ev V.L., Klomova I.N., Kolotov A.A., Bykov P.V., Bayankib V.Ya. Formation of a nikel-aluminum intermetallic during ion-beam mixing // Journal of surface investigation: X-ray, synchrotron and neutron techniques. 2019. №13. P. 1225-1229.

3.Nikonenko A.V., Popova N.A., Kalashnikov M.P., Nikonenko E.L., Kurzina I.A. Influence of the grain size on the dispersion strengthening of VT1-0 alloy implanted with aluminum ions // Advanced Material Research. 2015. №1085. P. 294-298.

4.Zhilyaev A.P., Huang Y., Cabrera J.M., Langdon T.G. Influence of inhomogeneity on mechanical properties of commercially pure titanium processed by HPT // Defect and diffusion forum. 2018. № 385. P.284-289.

5.Дальнодействующие эффекты в ионно-плазменных металлических материалах / А.Н. Диденко, Ю.П. Шаркеев, Э.В. Козлов, А.И. Рябчиков. Томск, Изд.-во НЛТ. – 2004. –328 с.

6.Каблов Е.Н., Мубояджян С.А. Эрозионностойкие покрытия для лопаток компрессора газотурбинных двигателей // Электрометаллургия. 2016. С. 23-38.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-145

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СПЕКАНИЯ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА NiAl

[1]Никоненко Е.Л., [2]Федорищева М.В., [1]Сизоненко Н.Р., [1]Попова Н.А.
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Методом рентгеноструктурного анализа (РСА) поведены исследования влияния температуры спекания на структурно-фазовое состояние порошкового сплава на основе интерметаллида NiAl. Температура спекания варьировалась от 1100 до 1400 °С. Химический состав сплава в неспеченном состоянии помимо никеля и алюминия в малых количествах содержал лантан и кислород. Химический состав исследуемых сплавов после спекания, кроме основных элементов, включал кислород – до 7,3 %, иттрий – до 1,3 % и железо – до 0,65 %.

Из химического состава сплавов очевидно, что основа сплава состоит из интерметаллида NiAl, и в нем должна реализоваться сверхструктура B2 [1]. Сплавы имеют в своем составе кислород, поэтому могут присутствовать такие фазы, как окислы алюминия, железа, иттрия и лантана или многокомпонентные соединения с нестехиометрическим составом. В связи с этим исследование фазового состава методом РСА было особенно важным. В таком случае по химическому анализу содержание Ni и Al в фазе B2 должно быть неэквиатомным и различаться в разных сплавах, т.е. зависеть от температуры спекания.

Типичные дифрактограммы исследованных сплавов приведены на рис. 1. Хорошо видны основные линии (110) и (211) и сверхструктурные (100), (111). Сверхструктурные рефлексы определяют наличие упорядоченной фазы B2 – NiAl. Интенсивность дифракционных линий указывает на сильную текстуру полученного материала. Известно, что для ОЦК сплавов отношение $\mathbf{I}_{(200)}/\mathbf{I}_{(110)}$ = 0,15. Компонент текстуры (211) подавлен. Наличие четких сверхструктурных рефлексов (100) и (111) свидетельствует о том, что мы имеем дело с фазой NiAl (сверхструктура B2), а не просто с ОЦК кристаллической решеткой.

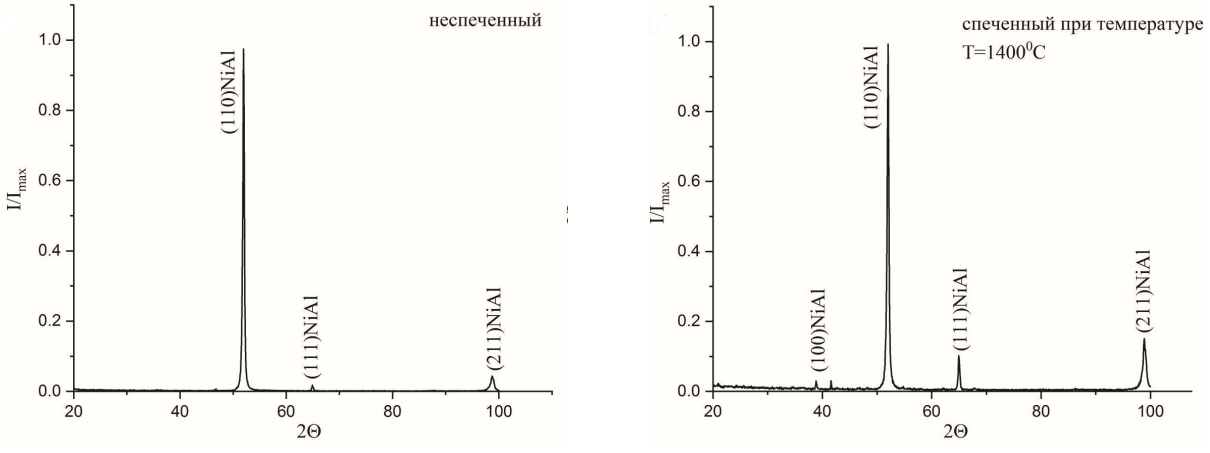


Рис.1. Дифракционная картина неспеченного (а) и спеченного при Т=1400°С (б) сплава

Исследования, проведенные методом электронной дифракционной просвечивающей микроскопии, установили, что помимо основной фазы (интерметаллид NiAl), которая представляет собой зерна, в неспеченном состоянии присутствует фаза La_2O_3, в сплавах после спекания – фазы $FeYO_3$, $(Fe,Al)_5Y_3O_{12}$ и Y_2Al.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 19-08-01041 и в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: в 3 т.. Под общ. Ред. Н.П. Лякишева.- М.: Машиностроение, 1996.-Т.1.-992с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-146

СТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНО-СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-Al-Si-Cu-N/TiC-a-C

[1]Овчинников С.В., [2]Кузнецов В.М.
[1]Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Развитие научно-обоснованных технологий синтеза износостойких покрытий пар трения позволило выделить ещё в начале 2000^{x} годов в качестве перспективного направления формирование многоэлементных градиентных, мультислоевых и адаптивных покрытий [1,2]. Такой выбор обусловлен возможностями роста долговечности покрытий ввиду повышения их химической инертности, снижения контактных нагрузок, роста вязкости разрушения, адгезионной прочности сцепления с подложкой путём целенаправленного регулирования состава и параметров структурного состояния. В этой связи в данной работе выполнено исследование закономерностей формирования в зависимости от условий синтеза структуры слоёв градиентно-слоистого покрытия системы Ti-Al-Si-Cu-N-C: твёрдого (несущего нагрузку) слоя легированного нитрида (Ti,Al,Si,Cu)N, верхнего антифрикционного слоя аморфной углеродной матрицы, легированной титаном или дисперсно-упрочнённой частицами карбида TiC, и слоя переходного состава между ними.

С использованием методик просвечивающей электронной микроскопии, наноиндентирования и скрэтч-тестирования выполнена аттестация структурно-фазового состояния и механических свойств покрытий. С целью достижения возможности регулирования в широком диапазоне отношения объёмных долей карбида титана (концентрации титана для случая твёрдых растворов) и аморфной углеродной матрицы, структуры фазовых составляющих верхнего антифрикционного слоя покрытия были синтезированы различными методами: с использованием магнетронного распыления мишеней титана (ВТ 1-0) и графита либо при распылении мишени титана в смеси аргона и ацетилена. Исследованы разные возможности формирования структуры и твёрдости слоя легированного нитрида (Ti,Al,Si,Cu)N покрытия. Одна из них – за счёт главным образом твердорастворного упрочнения элементом с относительно большой растворимостью в неравновесных условиях, тогда как последующие связаны с ростом в данном слое покрытия в несколько раз концентраций Si и Cu с целью сформировать различной степени неравновесности равноосную нанокомпозитную структуру. Определено влияние мощности распыления мишеней и энергии ионной активации роста на структуру переходного слоя градиентно-слоистого покрытия. Примеры покрытий с различной структурой представлены на рис. 1.

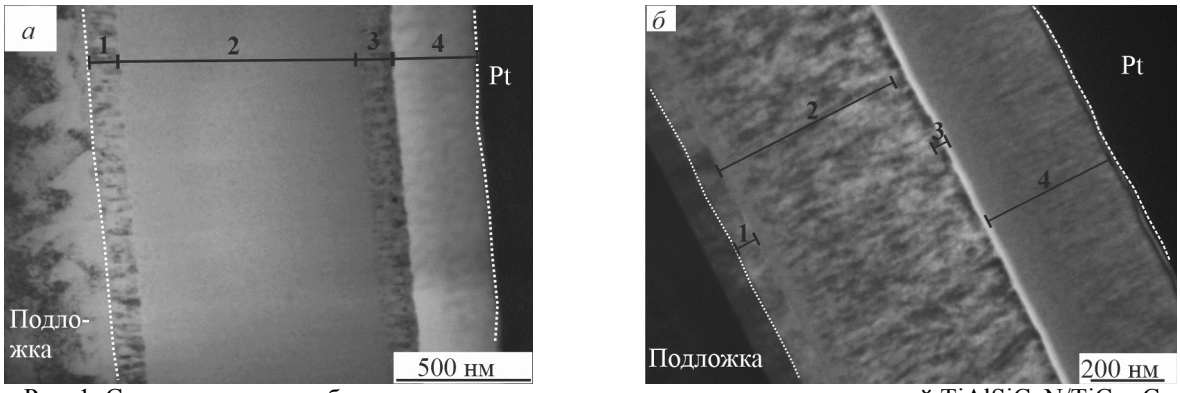


Рис. 1. Светлопольные изображения структуры градиентно-слоистых покрытий TiAlSiCuN/TiC-a-C, полученных в различных условиях синтеза: покрытие с верхним слоем, синтезированном из ацетилена (а); покрытие с верхним слоем, синтезированном при распылении графита (б).
Обозначено: 1 – подслой Ti, 2 – слой TiAlSiCuN, 3 – переходный слой, 4 – слой TiC-a-C

Изучены трибологические свойства, особенности модификации структуры, фазового состава и разрушения в триботрэках различных покрытий. Найдено, что лучшими

трибологическими характеристиками (коэффициент трения 0.1 - 0.2) обладают покрытия с нанокристаллическим несущим слоем и антифрикционным слоем легированной титаном аморфной углеродной матрицы. На основе полученных результатов обсуждаются вопросы соотношения исходной структуры, особенностей её модификации и механизмов изнашивания градиентно-слоистых покрытий TiAlSiCuN/TiC-a-C, полученных в различных условиях синтеза.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

1. Donnet C., Erdemir A. Historical developments and new trends in tribological and solid lubricant coatings // Surf. and Coat. Technol. 2004. V. 180-181. P. 76-84.
2. Matthews A. Developments in PVD tribological coatings (IUVSTA highlights seminar-vacuum metallurgy division) // Vacuum. 2002. V. 65 P. 237-238.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-147

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА NbTiZr, УПРОЧНЕННОГО БОРИДНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Озеров М.С., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

В последнее время значительное внимание материаловедов привлекают многокомпонентные сплавы с близким к эквиатомному содержанием элементов (средне- и высокоэнтропийные сплавы (СЭСы и ВЭСы). Этот интерес обусловлен комплексом необычных привлекательных свойств, которые могут быть получены в таких композициях. В частности, сплавы NbTiZr обладают чрезвычайно высокой биосовместимостью и коррозионной стойкостью в комбинации с очень низким модулем упругости. При этом недостаточно высокий предел текучести может быть повышен без заметного ухудшения пластичности и модуля упругости за счет введения керамических частиц и создания металломатричных композитов. Такие сплавы чрезвычайно привлекательны с практической точки зрения, прежде всего для биомедицинских применений (имплантология, травматология, ортопедия) в качестве имплантов постоянного применения.

Хотя существует довольно большое количество исследований, направленных на изучение структуры и свойств металломатричных композитов, использование в качестве матрицы сплава NbTiZr, упрочненного боридными частицами, является новым подходом, практически не описанным в литературе. Благодаря хорошей комбинации прочности и пластичности, низкому модулю упругости и отличной биосовместимости эквимолярный сплав NbTiZr представляется идеальным объектом для разработки металломатричных композитов с целью дальнейшего использования в травматологии и ортопедии.

Наилучшим выбором для сплавов на основе титана представляется использование в качестве упрочнителя частиц TiB, которые хорошо сопрягаются с титановой матрицей без формирования переходной области и имеют близкий коэффициент термического расширения; кроме того, за счет хорошей термической стабильности TiB может обеспечить прочность и при повышенных температурах. В то же время при введении бора в сплав NbTiZr могут образовываться более сложные бориды (предполагается формирование комплексного борида (NbTiZr)B), поэтому их состав, свойства и характер сопряжения с матрицей требует кропотливого детального изучения.

Механические характеристики композитов на основе СЭС будут определяться суперпозицией свойств пластичной матрицы, хрупких частиц боридов и поверхности раздела матрица/борид. Для обеспечения требуемого баланса прочностных и пластических характеристик необходимо иметь представление о формировании всех структурных составляющих композитов.

Слитки композита NbTiZr/(NbTiZr)B лабораторного масштаба (20-40 г) были выплавлены вакуумно-дуговым переплавом с нерасходуемым электродом. Для плавки использовались чистые (чистотой не ниже 99,9 %) элементы (Ni, Ti, Zr), входящие в состав матрицы, а также порошок TiB_2 (диборида титана) со средним размером частиц 3-8 мкм. Были изготовлены композиты с тремя различными вариациями объёмного содержания боридов в структуре – 0,3; 3,5; 7,5 %. Полученная микроструктура композитов представлена крупными выделениями боридов (до 150 мкм) в матрице NbTiZr. Значения микротвердости, измеренные для каждого состояния составили 240±6 HV; 290±7 HV; 330±7 HV, соответственно. После испытаний на сжатие при комнатной температуре были получены следующие значения предела текучести: 745 МПа для состояния 0,3 об. % (NbTiZr)B; 895 МПа для состояния 3,5 об. % (NbTiZr)B; 895 МПа; 1035 МПа для состояния 7,5 об. % (NbTiZr)B. Значения пластичности составили свыше 50 % для состояния 0,3 об. % (NbTiZr)B; 28 и 14 % - для двух других состояний, соответственно.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-148

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ Ni_3Al СИНТЕЗИРУЕМЫХ МЕТОДОМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

[1,2]Осипов Д.А., [1,2]Смирнов И.В., [1,2]Гриняев К.В., [1,2]Коротаев А.Д., [1,2]Пинжин Ю.П., [1,2]Дитенберг И.А., [3]Корчагин М.А., [4]Есиков М.А., [4]Мали В.И.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[3]Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск

[4]Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

Проведено сравнительное исследование параметров микроструктуры и характеристик механических свойств, консолидированных образцов Ni_3Al, полученных методом искрового плазменного спекания после предварительной механической активации малой продолжительности и перемешивания в ступке.

Установлено, что предварительная механическая активация оказывает существенное влияние на параметры зеренной структуры и механические свойства образцов Ni_3Al, получаемых методом искрового плазменного спекания по сравнению с предварительным перемешиванием в ступке.

После синтеза образцов с предварительной механической активацией наблюдается шестикратное уменьшение среднего размера зерен и увеличение средних значений микротвердости почти на 20 % по сравнению с тем, что наблюдается в случае искрового плазменного спекания после перемешивания в ступке.

Выявлено влияние температуры отжигов на параметры структуры и уровень механических свойств образцов Ni_3Al в зависимости от предварительной обработки. Образцы с предварительной механической активацией характеризуются более высокой термической стабильностью структуры и микротвердостью, верхняя граница интервала которой на 150 °С выше температуры проведения синтеза. Предполагается, что формирование после механической активации более высокодефектного структурного состояния, характеризуемого мелким размером зерен в сочетании с повышенным уровнем микроискажений, предопределяет прочностные свойства материала как после искрового плазменного спекания, так и после деформационного и термического воздействия.

Установлено, что образцы Ni_3Al с предварительной механической активацией при 20 °С характеризуются кратным увеличением, а при 1000 °С наоборот кратным снижением значений кратковременной прочности ($\sigma_{0.1}$, σ_B) по сравнению с образцами в которых синтез проведен после перемешивания в ступке. При этом повышение или снижение прочности сопровождается соответственно снижением или повышением пластичности. По нашему мнению это связано с увеличением протяженности границ зерен.

Механическая активация порошковой смеси и искровое плазменное спекание проведены в рамках государственного задания ИХТТМ СО РАН, тема 0237-2021-0002. Термообработки и определение механических характеристик выполнены в рамках гранта РФФИ № 20-32-90094 аспиранты. Структурные исследования проведены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0008.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Национального исследовательского Томского государственного университета.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-149

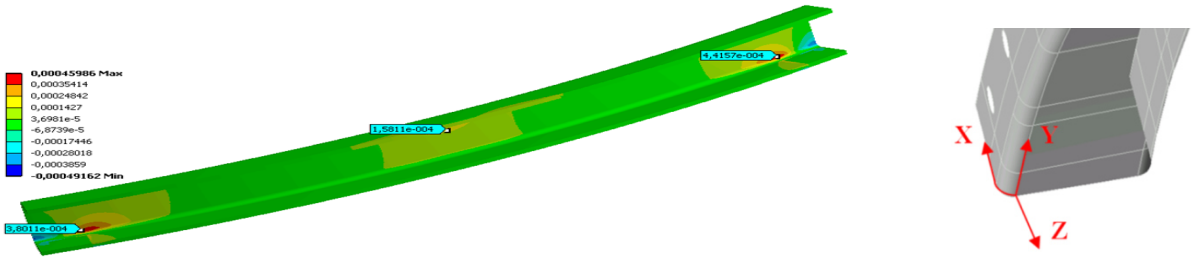
РАЗРАБОТКА МЕТОДА НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ СЕНСОРНОГО SMART-СЛОЯ

Осокин В.М., Пеленев К.А., Тихонова А.А.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В настоящее время полимерные композиционные материалы (ПКМ) нашли широкое применение при изготовлении высоконагруженных деталей и узлов авиационной техники. Внедрение ПКМ обеспечивает снижение массы, повышение топливной эффективности, а в ряде случаев повышение технологичности и снижение себестоимости изготовления при сохранении эксплуатационных характеристик летательного аппарата [1].

Из ПКМ изготавливается большая номенклатура деталей и узлов авиационного двигателя. Композиционные материалы (КМ) активно применяются при изготовлении крупногабаритных высоконагруженных деталей типа шпангоут. Однако в связи с применением КМ при изготовлении новых конструкций возникает необходимость подтверждения их физико-механических характеристик, заложенных в процессе проектирования. Таким образом, данная работа посвящена разработке методики проведения испытаний сектора шпангоута авиационного двигателя из полимерного композиционного материала при упрощенной эксплуатационной нагрузке с применением сенсорного Smart-слоя [2].

Для разработки методики неразрушающего контроля ПКМ с применением сенсорного Smart-слоя, на первом этапе проведено математическое моделирование по исследованию напряженно-деформированного состояния (НДС) В результате численного моделирования получены поля деформаций в локальной системе координат в кольцевом направлении (ось Y на рис. 1б) и в направлении профиля шпангоута (ось X на рис. 1б).



а б

Рис.1. Деформации на поверхности шпангоута в кольцевом направлении (а), mm/mm, локальная система координат (б)

На втором этапе проведены экспериментальные исследования на сегменте шпангоута. Для определения деформаций в зоне жесткой заделки применялись ВОД и интеррогатор с погрешностью не более $\pm 4 \cdot 10^{-6}$%.

На основе проведенных исследований разработана методика проведения испытаний полноразмерного шпангоута из ПКМ при упрощенной эксплуатационной нагрузке.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект № FSNM-2020-0026).

1. Гринёв М.А., Аношкин А.Н., Писарев П.В., Зуйко В.Ю., Шипунов Г.С. Компьютерное моделирование механического поведения композитной лопатки спрямляющего аппарата авиационного двигателя // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2015. – No 3. – С. 38–51. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.04.
2. Потрахов Н.Н., Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Осокин В.М., Писарев П.В., Пеленев К.А. Расчетно-экспериментальная оценка прочности сегмента композитного шпангоута с применением метода in-situ рентгеновского контроля // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2017. – № 1. – С. 118–133. DOI: 10.15593/perm.mech/2017.1.08.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-150

ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТНЫХ ИЗДЕЛИЙ С УПРАВЛЯЕМОЙ СТРУКТУРОЙ НА ОСНОВЕ МЕДИ М1 И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

[1]Панфилов А.О., [1]Чумаевский А.В., [1]Никонов С.Ю., [2]Николаева А.В., [1]Калашников К.Н., [1]Зыкова А.П., [1]Княжев Е.О., [1]Жуков Л.Л.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Аддитивное получение изделий из металлов и сплавов в настоящее время является одной из наиболее актуальных задач в области промышленного производства изделий авиационного и ракетно-космического назначения. Помимо решаемых задач по обеспечению точности или экономичности получения деталей, в современной научно-технической сфере часто требуется совмещение в изделии двух и более разнородных металла или сплава для обеспечения необходимого сочетания в детали различных эксплуатационных характеристик (высокая электро- или теплопроводность, коррозионная стойкость, износостойкость, прочность и др.).

Использование современных технологий 3D-печати позволяет изготавливать не только детали сложной формы, но и изделия с управляемыми изменениями структуры и фазового состава в объеме для создания функционального градиента структуры и свойств готовых изделий. Для таких технологий существенной актуальностью обладает разработка методов управляемой подачи материала в зону печати. При этом, вид способа управления структурой изделий в процессе печати существенно зависит от применяемой технологии.

В технологиях, основанных на использовании для печати проволочного филамента и электронного пучка для плавления материала, управление структурой получаемых изделий возможно за счет внедрения в ванну расплава двух и более филаментов от разных податчиков с управляемой интенсивностью подвода каждого из них. Электронно-лучевая аддитивная проволочная технология, обладает одними из наилучших показателей по печати изделий с градиентным переходом от одного металла - к другому.

Несмотря на то, что определенные результаты в данной области уже получены, в литературе присутствует ограниченное количество данных по получению функционально-градиентных материалов с управляемой структурой на основе меди и медных сплавов. Целью настоящей работы является определение закономерностей организации структуры и свойств в полиметаллах системы «медь-алюминий», полученных с реализацией управляемой подачи проволочных филаментов меди и алюминиевых сплавов АК12, АМг5 в ванну расплава при электронно-лучевой 3D-печати.

Образцы были получены трех основных типов. Первый тип образцов был получен путем монотонной подачи меди марки М1 и алюминиевого сплава с соотношением 5:1 для определения стабильности структуры при печати с использованием двух податчиков одновременно. Второй тип образцов был получен с реализацией плавного градиента от чистой меди - к материалу с содержанием меди и алюминиевого сплава 5:1 через зону структурного градиента толщиной от 10 до 20 слоёв. Для этого на протяжении 10-20 слоёв после нанесения меди происходило постепенное добавление в процесс печати филамента алюминиевого сплава с уменьшением интенсивности подачи меди до достижения соотношения компонентов 5:1. На данных образцах отрабатывалась технология получения материалов с плавным градиентом структуры и свойств. Третий тип полученных полиметаллических изделий - детали с более резким градиентом структуры от чистой меди - до слоёв с высоким содержанием алюминия с образование сплошных поверхностных интерметаллидных слоёв. В последнем случае проводили исследования стабильности процесса печати и формирования дефектов при малой величине структурного градиента.

Проведенные исследования показывают, что при обеспечении плавного структурного градиента в образцах второго типа происходит образование стабильно бездефектной

структуры в объеме материала. В образцах первого типа дефектов также не выявлено. При наличии резких градиентов структуры и химического состава образцов третьего типа происходит образование дефектов различного структурно-масштабного уровня. При этом, на участках с осуществлением плавного перехода от меди - к интерметаллидным слоям, происходит образование бездефектных структур. Таким образом, формирование полиметаллических изделий системы «медь-алюминий» методом электронно-лучевой аддитивной проволочной технологии с монотонной структурой и плавным градиентом возможно без формирования дефектов, а для получения изделий с резким градиентом и бездефектной структурой требуется проведение дополнительных исследований.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-151

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИНОГО СПЛАВА NiFeGa

Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Ефтифеева А.С., Тохметова А.Б., Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Янушоните Э.И., Курлевская И.Д., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В последние годы особенно остро стоит вопрос о разработке материалов для твердотельных систем охлаждения, работающих без использования отрицательно влияющих на окружающую среду хладагентов. Особый научный и практический интерес представляют сплавы с памятью формы, которые при проявлении эластокалорического эффекта демонстрируют максимальную охлаждающую способность в цикле ΔT_{ad} до 30 К по сравнению с материалами, работающими на основе других калорических эффектов [1, 2].

В этой связи в настоящей работе проведены систематические исследования ориентационной и температурной зависимости эластокалорического эффекта при действии сжимающей нагрузки в монокристаллах сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ (ат.%), испытывающих $L2_1$–10M/14M–$L1_0$ мартенситные превращения (МП). В данных кристаллах от кристаллографической ориентации зависит целый комплекс функциональных характеристик: уровень прочностных свойств мартенсита и аустенита, величина механического гистерезиса, уровень критических напряжений образования мартенсита [3, 4]. Эти характеристики могут определять величину, циклическую стабильность и температурный интервал проявления эластокалорического эффекта.

Для настоящего исследования выбраны монокристаллы, ориентированные вдоль $[001]_{L21}$- и $[011]_{L21}$-направлений в исходном состоянии после роста и $[001]_{L21}$-кристаллы после старения в мартенситном состоянии (СМН) при 423 К под сжимающей нагрузкой 700 МПа вдоль $[001]_{L21}$-направления. Величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad} определялась как разница между температурой испытания и минимальной температурой на образце при обратном эндотермическом МП в условиях сверхэластичности. Измерения температуры образца проводились высокочувствительной термопарой Т-типа в циклах нагрузка/разгрузка со скоростью нагрузки $\dot{\varepsilon} = 2{,}0 \cdot 10^{-3}$ с$^{-1}$ и высокой скоростью разгрузки $\dot{\varepsilon}_2 = 6{,}7 \cdot 10^{-1}$ с$^{-1}$ для приближения условий эксперимента к адиабатическим.

Экспериментально показано, что в низкопрочных $[011]_{L21}$-монокристаллах, которые характеризуются низкими прочностными свойствами мартенсита (400-500 МПа) и широким механических гистерезисом ($\Delta\sigma$ =80-130 МПа) по сравнению с $[001]_{L21}$- кристаллами, эластокалорический эффект со стабильной величиной ΔT_{ad}=(8,2±0,8) К наблюдается в узком интервале температур 20-30 К. С ростом температуры испытания величина ΔT_{ad} убывает. Это обусловлено релаксацией высоких упругих напряжений при развитии МП под нагрузкой в $[011]_{L21}$-кристаллах за счет процессов раздвойникования $L1_0$-мартенсита и локальной пластической деформацией при высоком уровне деформирующих напряжений и повышенной температуре испытания.

Высокие прочностные свойства аустенита и мартенсита (800 – 1500 МПа), отсутствие процессов раздвойникования кристаллов $L1_0$-мартенсита под нагрузкой в $[001]_{L21}$-кристаллах приводит к широкому температурному интервалу проявления сверхэластичности, узкому механическому гистерезису $\Delta\sigma$ =35-50 МПа и способствует проявлению стабильного эластокалорического эффекта в широком рабочем интервале температур 195 К (от 298 К до 493 К) с постоянной величиной адиабатического охлаждения ΔT_{ad} = (10,1±0,8) К.

Экспериментально установлены следующие закономерности проявления эластокалорического эффекта в высокопрочных $[001]_{L21}$-монокристаллах сплава $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$.

Во-первых, впервые показано, что при сокращении величины деформации превращения в 2,3 раза с ростом температуры испытания и уровня внешних приложенных напряжений за счет разницы модулей упругости аустенита и мартенсита, величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad} остается постоянной и не зависит от температуры

испытания в широком рабочем интервале температур 195 К.

Во-вторых, старение в мартенсите $[001]_{L21}$-кристаллов приводит к снижению в 1,3-1,5 раза деформирующих напряжений и механического гистерезиса, но не оказывает значительного влияния на величину и температурную зависимость эластокалорического охлаждения ΔT_{ad}. Минимизация деформирующих напряжений и величины рассеяния энергии в состаренных в мартенсите $[001]_{L21}$-кристаллах при использовании эластокалорического эффекта способствует уменьшению потерь энергии в рабочем цикле и облегчению конструкции привода, производящего деформацию эластокалорического охладителя.

В-третьих, экспериментально установлено, что независимо от структурного состояния исходные и состаренные в мартенсите высокопрочные $[001]_{L21}$-кристаллы демонстрируют высокую циклическую стабильность эластокалорического эффекта и сверхэластичности: величина адиабатического охлаждения ΔT_{ad}, величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$, деформирующие напряжения σ^f остаются неизменными при увеличении числа циклов от 1 до 100.

Для практического использования эластокалорического эффекта эффективность исследуемых кристаллов определяют по отношению величины адиабатического охлаждения к деформирующим напряжениям ($\Delta T_{ad}/\Delta\sigma^f$) [5]. Температурные зависимости ($\Delta T_{ad}/\Delta\sigma^f$) для исследуемых $[001]_{L21}$- и $[011]_{L21}$-кристаллов представлены на рисунке 1. Самые высокие значения $\Delta T_{ad}/\Delta\sigma^f$ во всем интервале рабочих температур демонстрируют $[001]_{L21}$-монокристаллы после специальной термомеханической обработки: старения под нагрузкой в мартенситном состоянии.

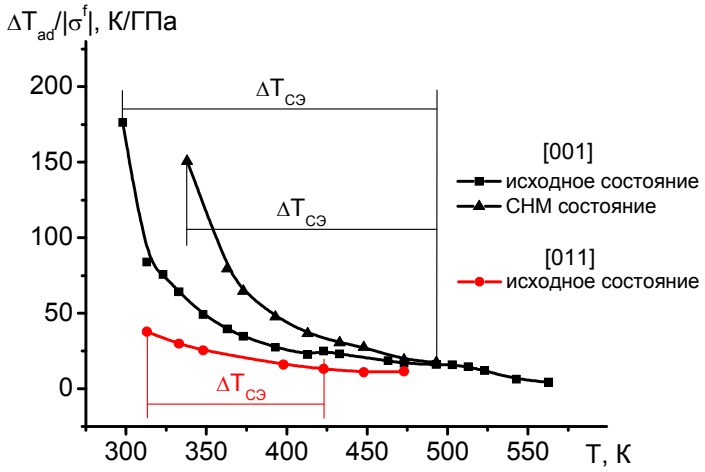


Рис. 1. Температурная зависимость отношения величины адиабатического охлаждения к деформирующим напряжениям ($\Delta T_{ad}/\Delta\sigma^f$), которая характеризует эффективность эластокалорического эффекта; $\Delta T_{СЭ}$ – температурный интервал проявления сверхэластичности и эластокалорического эффекта

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-19-00153.

1. A review of elastocaloric cooling: materials, cycles and system integrations. / S. Qian et al. // International journal of refrigeration. 2016. V. 64. P. 1–19.

2. Colossal Elastocaloric Effect in Ferroelastic Ni-Mn-Ti Alloys / D. Cong et al. // Phys. Rev. Lett. 2019. V. 122. P. 255703.

3. Burst-like superelasticity and elastocaloric effect in [011] oriented $Ni_{50}Fe_{19}Ga_{27}Co_4$ single crystals / D. Zhao [et al.] // Scripta Mater. 2018. V. 149. P. 6–10.

4. The mechanism of orientation dependence of cyclic stability of superelesticity in NiFeGaCo single crystals under compression / E. E. Timofeeva [et al.] // Russ. Phys. J. 2016. V.59. P. 1251–1260

5. Elastocaloric effect in $Ni_{50}Fe_{19}Ga_{27}Co_4$ single crystals. / F. Xiao [et al.] // Acta Materialia. 2015. V.96. P. 292–300.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-152

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СЛОЯ, НАПЛАВЛЕННОГО КАРБИДОМ БОРА И ХРОМА

Перовская М.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Технологии электронно – лучевой наплавки и легирования используют для улучшения поверхностных свойств, обладающих недостаточно высокими характеристиками низкоуглеродистых сталей, титановых сплавов, других металлов и сплавов [1]. При этом благодаря разделению функций между основной частью детали, как правило, более дешевой, (обеспечение прочности и жесткости изделия), и поверхности (трибологические свойства, износо– и коррозионная стойкость) открывается возможность широко использовать в различных отраслях промышленности облегченные конструкции. Повышение срока службы деталей приводит к снижению расхода сырья, дорогостоящих легирующих элементов, улучшению характеристик трения, экономии энергии. В качестве материалов для легирования и наплавки применяют твердые коррозионностойкие и износостойкие сплавы, металлические оксиды, нитриды, карбиды, бориды, интерметаллиды и др. В последнее время большое внимание уделяется сочетанию электронно–лучевой технологии с порошковой металлургией. Использование электронного луча позволяет, изменяя его параметры, гибко управлять процессом, обеспечивая ту или иную степень перемешивания основного и наплавляемого металла. Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки на ускорителе релятивистских электронов, созданные в ИЯФ СО РАН, могут быть получены покрытия, сочетающие в себе ряд свойств, например, износостойкость и коррозионную стойкость.

Целью данной работы является изучение структуры и свойств покрытий на основе карбидов хрома и бора, сформированных в пучке релятивистских электронов. Изучено влияние режима электронно-лучевого воздействия на структуру, фазовый состав и свойства покрытий.

Показано, что при скорости обработки 0,67 см/с с ростом плотности энергии излучения W высокотвердая износостойкая заэвтектическая структура покрытий с удовлетворительной коррозионной стойкостью на основе карбоборидов хрома (фактически керамика) сохраняется вплоть до энергии излучения 10,03 кДж/см^2. При дальнейшем увеличении энергии заэвтектическая структура частично сменяется доэвтектической. При этом твердость и износостойкость уменьшаются, а коррозионная стойкость возрастает. Во-вторых, с увеличением скорости обработки до 1 см/с износостойкость достигает аномально высокого среднего значения 140 при величине удельной энергии излучения W=6,3 кДж/см^2 в связи с формированием высокодисперсной заэвтектической структуры (начало распада пересыщенного твердого раствора).

Сформированную таким образом высокодисперсную заэвтектическую структуру на основе плотно расположенных мельчайших карбоборидов хрома можно считать уникальной, поскольку она обладает износостойкостью, доходящей до 140 – 200 (Ки), и достаточно высокой коррозионной стойкостью. После выдержки в концентрированной азотной кислоте коррозионные потери составляют всего порядка 1 вес. %. В целом, коррозионная стойкость слоев при скорости обработки 1 см/с более высокая, чем при скорости обработки 0,67 см/с и при энергии 8,4 кДж/см^2 приближается к коррозионной стойкости нержавеющей стали.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

1. Батаев И.А., Лазуренко Д.В., Голковский М.Г., Лаптев И.С., Чакин И.К., Иванчик И.С. Поверхностное легирование титана алюминием с использованием метода вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2017. № 1 (74). С. 51–60.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-153

ВЛИЯНИЕ ПОСТДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНОГО СПЛАВА

[1]Пилипенко А.Г., [1]Луговская А.С., [1,2]Бодякова А.И.

[1]Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

[2]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

В качестве материала исследования был выбран медный сплав Cu-0,1%Cr-0,1%Zr (масс.%). Сплав подвергли интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) с осуществлением 1, 4 и 12 проходов при температуре 400 °С по маршруту B_C в матрице с углом пересечения каналов 90°. Постдеформационный отжиг образцов после 1, 4 и 12 проходов РКУП проводили при температурах 300°С-700° в течение 1 ч.

Анализ микроструктуры осуществляли с использованием растрового электронного микроскопа Nova NanoSem 450 Fei, оснащенного приставкой для анализа дифракции обрабнорассеянных электронов. Средний размер зерен был рассчитан, как среднее арифметическое между горизонтальными и вертикальными секущими. Микронапряжения, как функция Kernel Avarage Misorientation, средний угол разориентировки границ кристаллитов и доля большеугловых (>15 °) границ были оценены с помощью программы OIM Analysis. Твердость измерена на установке WOLPERT 420 MVD при нагрузке 100 г со временем выдержки 10 сек. Электрическая проводимость оценена вихретоковым методом на установке Константа К-6.

Отжиг после 1 прохода привел к снижению среднего размера зерен с 35,6 мкм после РКУП до 14,3 мкм после проведения старения при 700 °С (см. табл. 1), что свидетельствует о развитии процессов статической рекристаллизации.

Таблица 1. Параметры микроструктуры, твердость и электропроводность медного сплава

Состояние	Средний размер зерен, мкм	Микронапряжения, °	Угол разориентировки, °	Доля большеугловых границ	Твердость, HV	Электропроводность, IACS
1 проход + отжиг 300°С	31,6	3,40	9,1	0,129	135,6	58,4
1 проход + отжиг 500°С	47,6	2,99	6,3	0,073	127,6	92,5
1 проход + отжиг 600°С	31,2	2,99	10,1	0,166	124,2	91,2
1 проход + отжиг 700°С	14,3	1,43	35,3	0,683	85,0	84,9
4 прохода + отжиг 300°С	0,9	1,05	21,8	0,496	159,3	62,4
4 прохода + отжиг 500°С	1,1	1,11	23,1	0,537	170,1	84,4
4 прохода + отжиг 600°С	2,0	0,87	24,8	0,544	131,5	89,7
4 прохода + отжиг 700°С	2,1	0,30	44,8	0,895	86,7	84,3
12 проходов + отжиг 300°С	0,5	1,73	29,7	0,686	170,1	74,6
12 проходов + отжиг 500°С	0,8	1,68	30,1	0,681	165,4	85,3
12 проходов + отжиг 600°С	1,2	0,53	36,2	0,768	142,0	90,8
12 проход + отжиг 700°С	2,7	0,39	37,0	0,801	92,9	84,5

После 4 и 12 проходов РКУП в процессе отжига наблюдали увеличение среднего размера зерен, максимальные значения которого составили 2,1 и 2,7 мкм после 700 ° отжига, соответственно. Повышение температуры нагрева привело к снижению микронапряжений, что свидетельствует о развитии процессов возврата. Увеличение температуры отжига деформированных образцов сопровождалось ростом угла разориентировки и доли большеугловых границ.

Твердость медного сплава постепенно снижалась с 135,6 HV до 85,0 РМ с увеличением температуры старения с 300 °С до 700 °С для образцов после 1 прохода РКУП. В сплаве после 4 и 12 проходов отжиг при температуре 300-500 °С приводил к росту твердости до 170 HV, что может быть обусловлено выделением дисперсных частиц [1]. Повышение температуры отжига до 600-700 °С способствовало снижению твердости до 85-95 HV. Разупрочнение может быть связано с развитием процессов возврата и рекристаллизации [2]. Отжиг в интервале температур 300-600 °С обеспечил рост электрической проводимости до 90% IACS вне зависимости от исходного числа проходов РКУП. Увеличение температуры деформации до 700 °С привело к снижению проводимости до 85% IACS из-за увеличения пределов растворимости Cr и Zr в медной матрице [3].

Работа выполнена в рамках Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых (Соглашение № 075-15-2020-407 от 18.03.2020).

1. Effect of chromium and zirconium content on structure, strength and electrical conductivity of Cu-Cr-Zr alloys after high pressure torsion/ Shangina, D. V., Bochvar, N. R., Morozova, A. I., et al. //Materials Letters. T. 199, 2017. C. 46-49.

2. Влияние старения и деформации на структуру и механические свойства хромоциркониевой бронзы / Н.Ю. Фролова, В.И. Зельдович, И.В. Хомская и др. // Diagnostics, Resourse and Mechanics of materials and structures Issues 5, 2015. P 99-108.

3. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Лякишев Н. П. М.: Машиностроение. – 1996. – Т. 1. –992 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-154

ВЛИЯНИЕ АЗОТИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА W-Ta-Mo-Nb-V-Cr-Zr-Ti, ПОЛУЧЕННОГО ШАРОВЫМ РАЗМОЛОМ И ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ

[1,2]Пинжин Ю.П., [1,2]Осипов Д.А., [1,2]Смирнов И.В., [1,2]Гриняев К.В., [1,2]Дитенберг И.А., [3]Гончаренко И.М

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Проведено исследование особенностей структурно-фазового состояния и характеристик механических свойств многокомпонентного сплава системы W-Ta-Mo-Nb-V-Cr-Zr-Ti после разной продолжительности азотирования в тлеющем разряде. Использованы образцы эквиатомного и неэквиатомного составов, полученные путем предварительной механической активации порошковой смеси с последующим искровым плазменным спеканием.

Посредством микроиндентирования с вариацией нагрузки определены как значения микротвердости, так и характерные толщины модифицированного слоя в зависимости от продолжительности азотирования.

Выявлены особенности изменения структурно-фазового состояния в зависимости от продолжительности азотирования и степени эквиатомности обрабатываемого сплава. Проведен анализ взаимосвязи структурно-фазового состояния и механических свойств.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0008.

Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра пользования Национального исследовательского Томского государственного университета.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-155

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ОСЕВОМ РАСТЯЖЕНИИ НА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИТА С ПРЕДНАПРЯЖЕННОЙ УГЛЕРОДНОЙ ЛЕНТОЙ

[1]Пляскин А.С., [1]Клопотов А.А., [1]Устинов А.М., [1]Абзаев Ю.А., [1]Буньков В.Е., [2]Потекаев А.И., [1]Власов Ю.А.

[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Появление композитов на основе углепластиковой ткани привело к бурному её практическому применению во многих отраслях современной техники (аэрокосмической, автомобильной, строительной и др.). Перспективным направлением является усилению существующих строительных конструкций предварительно напряженным углекомпозитом [1]. Детальное изучение напряженного и деформированного состояния на поверхности углекомпозитов в условиях упругости и пластичности необходимо для проведения расчетов строительных конструкций и прогнозирования и их долговечности. Важное место в исследовании распределений деформационных полей на поверхности углекомпозитов занимают экспериментальные исследования. Для анализа напряженно-деформированных состояний на поверхности углекомпозитов необходимы данные, которые можно получить экспериментальные данных при помощи метода корреляции цифровых изображений с использованием оптической системы Vic-3D [2].

Целью данной работы являются исследования на мезо- и макромасштабном уровнях деформационных полей при одноосном растяжении на поверхности углекомпозитов методом корреляции цифровых изображений.

Для исследования был использован углекомпозит, который представляет собой ткань полотняного плетения, где нити основы – углеродные пряди шириной около 4 – 5 мм, а нити утка – клеящие термонити вплетённые с шагом 10 мм. Матрица композита – высокопрочное двухкомпонентное эпоксидное связующее. Используемый на производстве ленты тип плетения относится к полотняной и изгибает пряди углеволокна в виде волн [3].

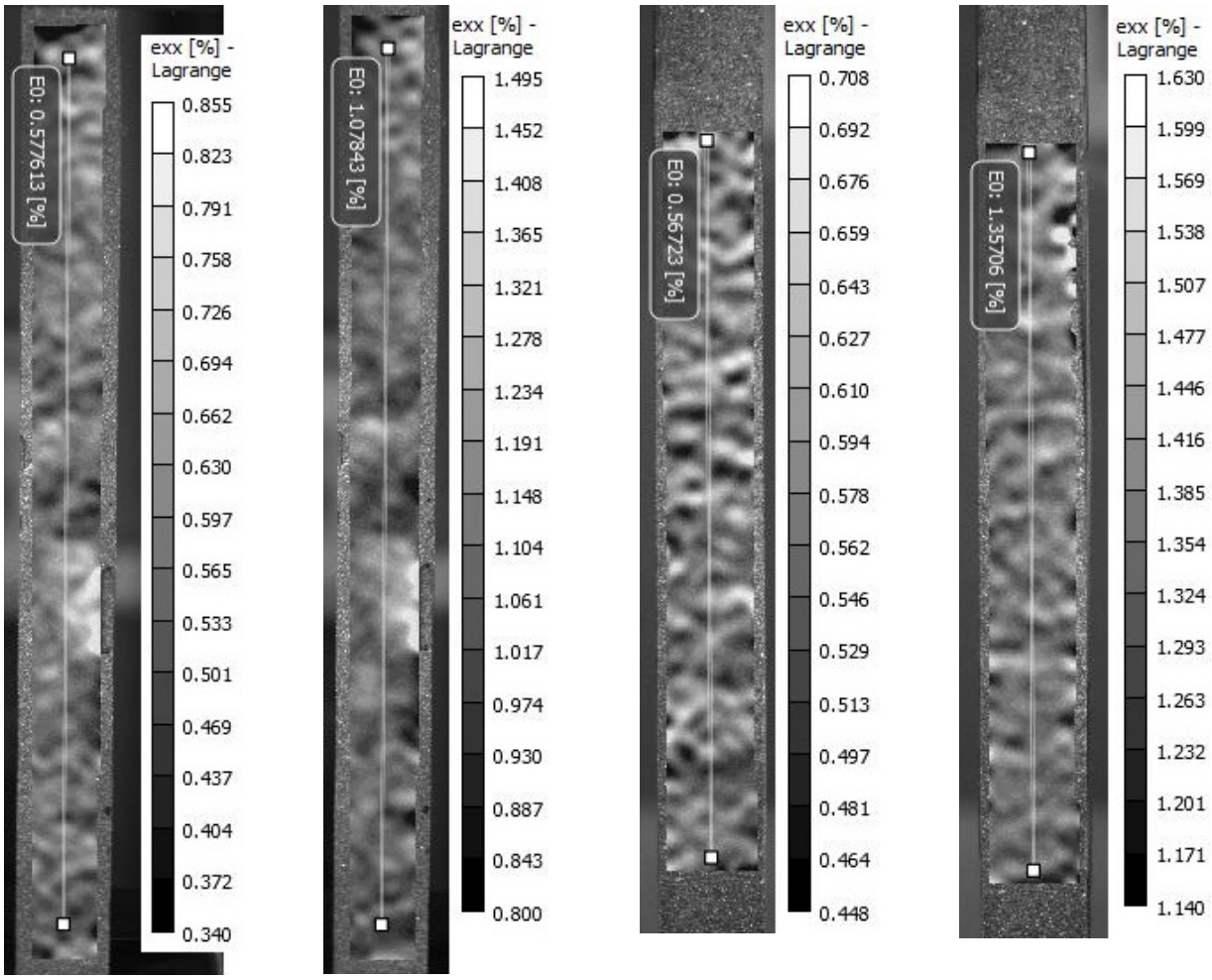
Для испытаний были изготовлены две серии из углекомпозитов. Первая серия образцов углекомпозита были изготовлены без преднапряжения и выполнены формованием на ровное основание. Вторая серия образцов была изготовлена при помощи стенда, на котором проводили предварительное преднапряжение углеродной ленты предварительным натяжением армирующего материала в виде однонаправленной углеродной ленты. В результате такое изготовление позволило выпрямить углеродные пряди, которые огибают клеевые термонити утка. Полученное преднапряженное состояние способствовало предотвращению снижению напряжений в композите при релаксации (расправлении ткани, проскальзывании на опоре или затяжки). В результате изготовленные таким образом образцы из углекомпозита при предварительном натяжении армирующего материала в виде однонаправленной углеродной ленты, позволило выпрямить углеродные пряди, которые огибают клеевые термонити утка.

Деформационные воздействия растяжением на образцы проводили на испытательной машине «INSTRON 3386». Скорость перемещения активного захвата машины постоянная и равна 0,0025 $с^{-1}$.

Эволюцию деформационных полей при испытаниях фиксировали при помощи оптической измерительной системы VIC-3D [2,3]. Исследование деформации при помощи этой измерительной системы проводили на базе экстензометра, установленного в пределах рабочей части исследуемого образца от верхнего до нижнего зажима испытательной машины.

На рис. 1 представлены спекл-картины распределений вертикальных относительных деформаций ε_{YY} на поверхности исходного образца и на поверхности преднапряженного образца при одноосном растяжении. На спекл-картинах поверхности исходного образца

видно, что очаги пластического деформирования при деформации растяжением образуются периодически расположенные очаги локальных деформаций с размерами порядка 4 ÷ 6 мм, что соответствует размерам плетения углеродной ленты (рис. 1а, 1б).



а б в г

Рис. 1. Спекл-картины распределений вертикальных относительных деформаций ε_{YY} на поверхности исходного образца (а, б) из композита и преднапряженного образца (в, г) при разных усредненных деформациях по рабочему полю образцов: ε_{YY} = 0.577 % (а); ε_{YY} = 1.078 % (б); ε_{YY} = 0.567 % (в) и ε_{YY} = 1.037 % (г)

На спекл-картинах на поверхности образца углекомпозита с преднапряжением при деформации растяжение уже не приводит к образованию периодических расположенных локальных очагов деформаций, как это было установлено на не напряженном образце (рис. 1в, 1г).

Было установлено, что применение преднапряжения углеродных лент в процессе формования композита приводит к снижению концентрации напряжений по поверхности образца на ~22%, что в свою очередь увеличивает прочность на ~38%, деформативность на ~25% и модуль упругости на ~10%.

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004).

1. Hosseini A., Michels J., Izadi M., Ghafoori E. A comparative study between Fe-SMA and CFRP reinforcements for prestressed strengthening of metallic structures//Construction and Building Materials. 2019. № 226. P. 976–992.

2. Sutton M.A., Orteu J.J., Schreier H. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. – University of South Carolina, Columbia, SC, USA. 2009. 364 p.

3. Устинов А.М., Клопотов А.А. и др. Экспериментальное исследование напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев углепластика при осевом растяжении методом корреляции цифровых изображений// Известия Алтайского государственного университета. – № 1 (99). 2018. С. 58 – 63.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-156

МУЛЬТИСТАДИЙНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ TiNi С ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

[1]Полетика Т.М.,[1] Гирсова С.Л., [1]Лотков А.И., [2]Кудряшов А.Н., [2]Требушат Д.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]ООО Ангиолайн, Новосибирск

Нанокристаллические (НК) сплавы на основе TiNi отличаются повышенной функциональной стабильностью и используются в качестве материалов медицинского назначения. Особый интерес вызывают сплавы на основе TiNi с избытком атомов Ni, подверженные старению с образованием когерентных частиц Ti_3Ni_4. Неоднородное распределение частиц между объемом и границами отдельных B2-зерен в поликристаллах, обеспечивающее неоднородность химсостава сплава по Ni, считается основной причиной изменения стадийности мартенситных превращений в поликристаллах от B2 ↔ B19′ к B2→R→B19′. В то же время природа мультистадийности в НК сплавах TiNi с доминированым объемной доли внутренних границ раздела остается не ясной, что связано с отсутствием данных о локализации частиц Ti_3Ni_4 в наноструктуре. Целью настоящей работы является изучение влияния наноструктуры на размеры и пространственное распределение частиц Ti_3Ni_4 при старении, а также мультистадийность превращений и неупругое поведение НК сплава TiNi.

Исследовали сплав Ti−50,9ат.%Ni с иерархически организованной зеренно/субзеренной B2-аустенитной наноструктурой, типичной для НК сплава TiNi после интенсивной холодной деформационной обработки в процессе изготовления медицинских стентов. Структура включает элементы двух масштабов: (i) конгломераты слаборазориентированных наносубзерен, имеющие микронные размеры и (ii) нанозерна с большеугловыми границами, включенные в области субструктуры, что обеспечивает наличие широкого спектра внутренних границ. Использовали методы ПЭМ для исследования структуры, метод ДСК для изучения мультистадийности превращений. Диаграммы «нагружения-разгружения» при одноосном растяжении трубок получали на испытательной машине LFM-125.

Установлено, что в процессе низкотемпературного старения (300°C) происходит выделение высокодисперсных когерентных частиц Ti_3Ni_4 на дислокациях, что способствует их блокировке, эффективному упрочнению B2-аустенита и обеспечивает сверхэластичное поведение материала. Тип внутренних границ и создаваемые ими дальнодействующие поля напряжений, является основным фактором, определяющим неоднородное распределение когерентных наночастиц Ti_3Ni_4 в зеренно/субзеренной наноструктуре в интервале температур интенсивного распада B2-твердого раствора (400°C). Наблюдается гетерогенное зарождение частиц на малоугловых субграницах и подавление распада твердого раствора в нанозернах с большеугловыми границами. В последнем случае условием для гетерогенного образования и роста частиц Ti_3Ni_4 является наличие внутри нанозерен дислокаций.

Изучена взаимосвязь эволюции системы частиц Ti_3Ni_4 в наноструктуре и стадийности мартенситных превращений. Неоднородность распределения частиц Ti_3Ni_4 обеспечивает различие в концентрации атомов Ni в B2-аустените в областях субзерен и нанозернах, что является одной из причин мультистадийности МП B2→R→B19′. При этом наблюдается неодновременность как B2↔R, так и R→B19′ превращений в наноструктуре в результате снижения температур МП в нанозернах, свободных от частиц Ti_3Ni_4.

Установлено, что эволюция пространственного распределения частиц Ti_3Ni_4 с увеличением температуры старения от расположения на дислокациях до выделения на границах сопровождается сдвигом температур МП и приводят к изменению деформационного поведения материала от сверхэластичности при низкотемпературном старении к эффекту памяти формы в условиях интенсивного распада B2-аустенита.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-157

ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В ПРОТОЧНОМ СВИНЦОВОМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823

[1]Полехина Н.А., [1]Литовченко И.Ю., [1]Алмаева К.В., [1]Аккузин С.А.,
[1]Тюменцев А.Н., [2]Чернов В.М., [2]Леонтьева-Смирнова М.В.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва*

В России и в мире в настоящее время разрабатываются реакторы нового поколения с высоким уровнем безопасности, охлаждаемые теплоносителями на основе свинца [1-3]. Перспективными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств проектируемых реакторов являются 9-12 %-ные хромистые ферритно-мартенситные стали [4]. Одна из главных трудностей в технологии таких теплоносителей – жидкометаллическая коррозия. Причиной высокой агрессивности свинцовых расплавов по отношению к конструкционным материалам является растворение основных компонентов сталей (Cr, Fe, Ni) [1,2]. Характер взаимодействия теплоносителя и конструкционных материалов определяется несколькими основными параметрами: концентрацией кислорода в жидком Pb, температурой и скоростью теплоносителя.

В настоящей работе методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа проведено сравнительное исследование особенностей микроструктуры и изменения элементного состава сформированной на поверхности образцов окалины и приповерхностных матричных слоев российской ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (Fe-12Cr-Mo-W-Si-V-W-Nb) после длительной (2500 ч.) выдержки в проточном кислородосодержащем (концентрация кислорода ≈ 4-8x10^{-7} масс. %) свинцовом теплоносителе при температурах 540 и 630 °С. Сталь ЭП-823 выбрана в качестве основного конструкционного материала активной зоны инновационного быстрого реактора БРЕСТ-ОД-300 с естественной безопасностью.

С использованием растровой электронной микроскопии и элементного микроанализа на поверхности образов после выдержки при обеих исследуемых температурах обнаружены «островки» налипшего после коррозионных испытаний свинца, что свидетельствует о смачиваемости поверхности стали жидким Pb в данных условиях эксперимента. В областях между такими «островками» наблюдается сплошная оксидная окалина. Помимо кислорода, эти области обогащены хромом и железом.

При исследовании поперечных шлифов на поверхности образцов выявлено наличие неоднородного оксидного слоя. После выдержки при 540 °С его толщина составляет ≈ 7-10 мкм. Повышение температуры испытаний до 630 °С приводит к увеличению толщины окалины до 20-30 мкм. Она становится более рыхлой и хрупкой – в ней появляются множественные трещины. Исследования элементного состава на поперечном шлифе показали, что сформированная окалина состоит из двух слоев – внешний слой обогащен по железу, внутренний – по хрому и марганцу. В обоих слоях наблюдается повышенное, по сравнению с матрицей на глубине в сотни мкм, содержание кислорода. При этом в приповерхностном матричном слое (толщиной около 10 мкм) происходит обеднение по хрому за счет его интенсивной диффузии к границе раздела «образец-кислородосодержащий свинцовый расплав» с формированием оксидов хрома.

Рентгеноструктурный анализ подтверждает данные о наличии на поверхности остатков свинцового теплоносителя. На рентгенограммах, полученных с поверхности образцов, кроме пиков, соответствующих свинцу и матричных пиков, обнаружены пики от оксидных фаз. После выдержки при 540 °С – это преимущественно магненит (Fe_3O_4). При повышении температуры испытаний до 630 °С его объемная доля значительно (от ≈ 7 до ≈ 17 %) увеличивается и появляются пики, соответствующие железо-хромистой шпинели $FeCr_2O_4$ (объемная доля которой составляет ≈ 7 %).

Существенные различия в коррозионном поведении стали обнаружены методами просвечивающей электронной микроскопии. После выдержки при 540 °С в течение 2500 ч. в жидком свинце граница раздела между некорродированной матрицей и окалиной изогнутая. Однако преимущественных направлений при формировании коррозионного слоя и связи со структурными элементами стали не прослеживается. Анализ карт распределения элементов по площади и по линии вблизи поверхности образов, вырезанных фокусированным ионным пучком, выявил неоднородное по глубине изменение содержания таких элементов как кислород, железо, хром, марганец и кремний, также подтверждающее наличие двухслойной оксидной пленки на поверхности образцов. Электронографический анализ показал, что она состоит из оксидов Cr_2O_3 и Fe_3O_4.

Длительная выдержка при 630 °С в проточном свинце помимо формирования оксидного слоя на поверхности образцов приводит к появлению зоны внутреннего окисления в приповерхностных слоях матрицы (толщиной не менее 10 мкм). В этой зоне по границам зерен бывшего аустенита, феррита и пакетов отпущенного мартенсита обнаружены оксидные пленки шириной от ≈ 300 нм до ≈ 1 мкм. Они состоят из дисперсных частиц преимущественно на основе хрома (Cr_2O_3), кремния и марганца размерами, в основном не превышающими ≈ 50 нм. По-видимому, интенсивная диффузия элементов стали к поверхности образцов осуществляется по границам зерен (также как диффузия кислорода вглубь материала), что приводит к появлению на них продуктов коррозии. Как следствие, происходит обеднение соседних зон по указанным элементам (прежде всего по хрому) и ускорение коррозионных процессов.

Согласно [1, 2, 5], скорость коррозии ферритно-мартенситных сталей в статическом жидком свинце минимальна при концентрации растворенного в нем кислорода 10^{-7} - 10^{-5} масс. % при 550-630 ºС. Эти условия способствуют формированию защитных пассивирующих пленок на поверхности, которые защищают стали от агрессивного воздействия жидкометаллического теплоносителя. Однако в настоящей работе обнаружено появление признаков межкристаллитной коррозии в процессе выдержки при 630 ºС. Таким образом, в проточном свинце ускоряются процессы выноса элементов из стальной матрицы на поверхность образцов и диффузия кислорода вглубь материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008, а также при поддержке гранта РФФИ № 19-48-700020 р_а и Администрации Томской области.

1. Eliseeva O.I., Tsisar V.P., Fedirko V.M., Matychak Ya.S. Changes in the phase composition of an oxide film on EP-823 steel in contact with stagnant lead melt // Materials Science. 2004. Vol. 40. № 2. P. 260-269.
2. Eliseeva O.I., Tsisar V.P. Effect of temperature on the interaction of EP-823 steel with lead melts saturated with oxygen // Materials Science. 2007. Vol. 43. № 2. P. 230-237.
3. Yeliseyeva O.I., Tsisar V.P., Zhou Zh. Corrosion behavior of Fe-14Cr-2W and Fe-9Cr-2W ODS steels in stagnant liquid Pb with different oxygen concentration at 550 and 650 °C // Journal of Nuclear Materials. 2013. Vol. 442. P. 434-443.
4. Polekhina N.A., Litovchenko I.Yu., Almaeva K.V., Pinzhin Yu. P., Akkuzin S.A., Tyumentsev A.N., Chernov V.M., Leontyeva-Smirnova M.V. Behavior of 12 % Cr low-activation ferritic-martensitic steel EK-181 after holding in a static lead melt at 600 ºC for 3000 hours // Journal of Nuclear Materials. 2021. Vol. 545. 152754.
5. Варсеев Е.В., Алексеев В.В., Орлова Е.А. Расчетное исследование процесса образования двухслойного оксидного покрытия на поверхности стали в свинцовом теплоносителе // Известия ВУЗов. Физика. 2013. Т. 56. № 4/2. С. 79-86.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-158

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРА И ЧАСТИЦЫ ВТОРЫХ ФАЗ В НИКЕЛЕ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) поведены исследования структурно-фазового состояния ультрамелкозернистого (УМЗ) никеля, полученного путем деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП). При РКУП образцы подвергались сдвиговой деформации путём сжатия по двум пересекающимся под углом 120^0 каналам равного диаметра при температуре T = 400^0C без промежуточных отжигов. Число проходов соответствовало N = 4.

В работе проведено изучение зеренной структуры. Структура зерен, получившихся в результате РКУП, является весьма сложной. Она представляет собой картину внезапно остановленной эволюции ансамбля дислокаций, субграниц и высокоугловых границ. В различных участках материала микропроцессы деформации и отдыха идут с различной интенсивностью. Поэтому материал представляет собой спектр различных структурных состояний. В соответствии с характером дислокационной структуры, зерна в УМЗ-никеле можно классифицировать на три типа: 1) бездислокационные зерна – самые мелкие зерна, не обладающие субструктурой (в них практически отсутствуют дислокации), 2) более крупные зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру, и 3) самые крупные зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой. Все зерна анизотропные. Средний продольный размер зерен первого типа составляет 190 ± 30 нм, зерен второго типа – 370 ± 120 нм и зерен третьего типа – 440 ± 100 нм. Средний поперечный размер зерен первого типа – 110 ± 25 нм, зерен второго типа – 160 ± 35 нм и зерен третьего типа – 180 ± 30 нм. Доля зерен первого типа в объеме материала составляет величину, равную 22%, второго типа – 10% и третьего типа – 68%. То есть после проведенной РКУП зеренная структура УМЗ-никеля – это, в основном, зерна с ячеистой или фрагментированной субструктурой.

Рассчитана средняя величина скалярной плотности дислокаций в зернах каждого типа, а также по материалу в целом. В зернах первого типа $\langle\rho\rangle = 0.3\cdot10^9$ см$^{-2}$, в зернах второго типа – $3.9\cdot10^{10}$ см$^{-2}$ и в зернах третьего типа – $1.4\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. Средняя величина скалярной плотности дислокаций в УМЗ-никеле после проведенной РКУП составляет $1.3\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. Это означает, что самым высоким значением скалярной плотности дислокаций обладают зерна, содержащие хаотически распределенные дислокации или сетчатую субструктуру.

Установлено, что РКУП привело к образованию в УМЗ-никеле частиц вторых фаз, а именно, Ni_4N, Ni_3C, NiO и Ni_2O_3. Частицы фазы Ni_4N располагаются, в основном, по границам зерен, обладают округлой формой и размером ~5-8 нм. Частицы фазы Ni_3C также располагаются по границам зерен, но имеют пластинчатую форму, а их средний размер составляет 10×80 нм. Частицы фазы NiO обнаружены только в стыках зерен. Форма этих частиц близка к округлой, их размер – от 10 до 20 нм. Частицы фазы Ni_2O_3 находятся внутри зерен, преимущественно на дислокациях. Это частицы округлой формы, размер которых не превышает 10 нм. Образование наноразмерных частиц вторых фаз связано с методом приготовления УМЗ-никеля. Дело в том, что в ходе РКУП дислокации активно захватывают примеси внедрения и выносят их на границы зерен. Большое количество точечных дефектов и их высокая плотность ускоряют диффузионные процессы. Сильно деформированный металл дополнительно захватывает примеси из окружающей атмосферы. Вследствие этого в ходе РКУП в УМЗ-никеле и формируются частицы вторых фаз, причем, как стабильные (NiO и Ni_2O_3), так и малостабильные (Ni_4N и Ni_3C). Расположенные на границах и в стыках зерен они препятствуют перемещению границ и тем самым стабилизируют структуру.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-159

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ – СТАЛЬ 10Г2ФБЮ

[1]Почивалов Ю.И., [1,2,3]Буякова С.П., [2]Стилинский Я.С., [1]Никонов С.Ю., [1]Рубцов В.Е., [1,2]Колубаев Е.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Применение многослойных и биметаллических материалов позволяет получить комплекс физико-механических свойств конструкционных материалов недостижимый для традиционных гомогенных металлов и сплавов [1-2]. При конструировании и производстве многослойных материалов важно обеспечить качественное бездефектное однородное сопряжение по всей площади контакта. Для решения этой задачи применяют различные способы – сварка взрывом, высокотемпературная прокатка и другие. Перспективными методами для получения биметаллических материалов представляются электроннолучевая наплавка, обеспечивающая высокое качество сопряжения и дуговая наплавка как высокопроизводительный способ нанесения одного из слоев с последующей прокаткой для получения листов нужной толщины.

В настоящем исследования технология электроннолучевой наплавки была использована для создания двуслойного высокопрочного коррозионностойкого материала – нержавеющая сталь Х18Н10Т – малолегированная сталь 10Г2ФБЮ. Выбор стали 10Г2ФБЮ обусловлен тем, что она имеет высокую прочность и хорошо сваривается. Для изготовления образцов на подложку из стали 10Г2ФБЮ толщиной 5 мм были наплавлены два слоя нержавеющей стали (использовалась проволока MIG 308LSI толщиной 1,2 мм).

После наплавки двухслойный материал был прокатан с толщины 10 мм до 3,5 мм и исследован с применением методов оптической, растровой микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Установлено, что при электроннолучевой наплавке нержавеющей стали на малолегированную сталь формируется качественное соединение по все площади сплавления. Трещин и пор по границе сплавления не обнаружено. Граница раздела представляет собой узкую зону < 40 мкм с микротвердостью превышающей исходную твердость обеих сталей. Это свидетельствует о формировании на границе раздела сложных соединений, которые могут оказывать влияние на свойства биметалла. В стали 10Г2ФБЮ у границы раздела наблюдается превращение исходной перлитной структуры в феррит и бейнит. После холодного проката на границе сплавления обнаруживаются многочисленные трещины. Тем не менее, прочность биметалла после проката оказывается существенно выше исходной прочности отдельных компонент композиционного материала.

Полученные результаты показывают, что технология электроннолучевой наплавки может быть успешно применена для получения многослойных металлических материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

1. Слоистые металлические композиции / И.Н. Потапов, В.Н. Лебедев, А.Г. Кобелев, Е.В. Кузнецов, А.А. Быков, Р.М. Ключников // М. Металлургия, 1986. – 216 с.
2. Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Бочкарёва А.В., Ли Ю.В., Зуев Л.Б. Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь – нержавеющая сталь // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Том 61. № 4. С. 300–305.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-160

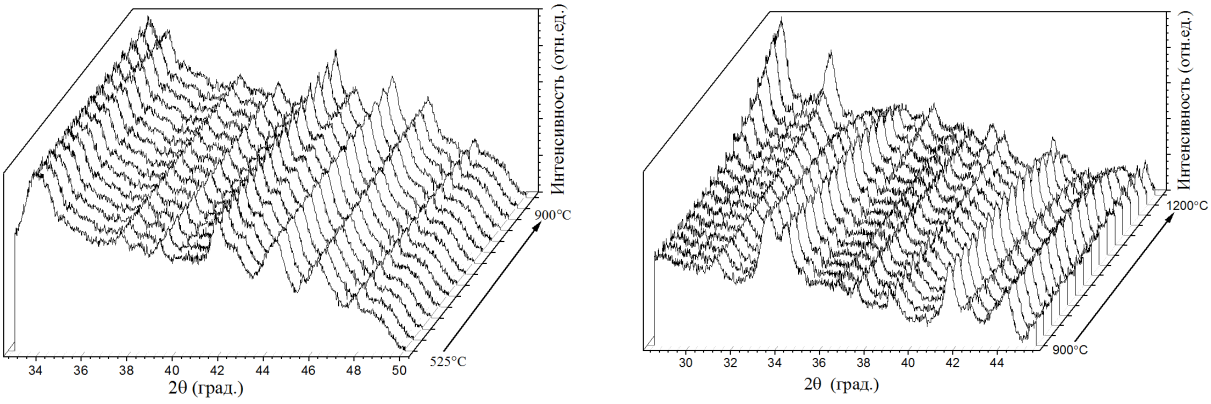
IN-SITU ДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МЕХАНИЧЕСКОЙ СМЕСИ $BaCO_3 – CaCO_3 – ZrO_2 – TiO_2$

Прач А.А., Заречнев В.В., Сыртанов М.С., Сурменева М.А., Сурменев Р.А.
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

In situ дифрактометрия используется для изучения структурных изменений и фазовых превращений в условиях, моделирующих реальные условия эксплуатации материалов [1]. Такое исследование направлено на выявление причин изменения химических, физических и механических свойств изделий, используемых в реальных процессах.

Высокоэнергетический помол в шаровой мельнице является эффективным и экономичным методом получения мелкодисперсных порошков [2]. В данной работе он выполнен с использованием планетарной шаровой мельницы PM 200 (Retsch, Германия) с двумя размольными станциями. Помимо классического измельчения и перемешивания, эта модель позволяет проводить коллоидное измельчение, а также обладает достаточной энергией для проведения механического легирования. Высокие центробежные силы, действующие в планетарных шаровых мельницах, приводят к очень большой энергии и короткому времени измельчения.

На рисунке 1 представлен набор дифрактограмм системы $BaCO_3 – CaCO_3 – ZrO_2 – TiO_2$ в процессе линейного нагрева от комнатной температуры до 1200°C со скоростью 5°/мин. Дифракционные картины были получены с использованием CuK_α излучения (длина волны λ=1,54 Å) на рентгеновском дифрактометре Shimadzu XRD-7000S в геометрии Брэгга-Брентано при следующих параметрах: диапазон углов 2θ ~ (28-46)°, шаг сканирования 0,0143°, время экспозиции 5 мин/кадр, напряжение 40 кэВ, ток 30 мА.



а б

Рис. 1. Наборы дифрактограмм в интервале нагрева от 525°C до 900°C (а) и в интервале нагрева от 900°C до 1200°C (б)

Известно [3], что при нагреве карбоната бария $BaCO_3$ происходит два полиморфных превращения: α-$BaCO_3$→β-$BaCO_3$ при 810°C и из β-$BaCO_3$→γ-$BaCO_3$ при 980°C. При термолизе свыше 1400°C происходит образование BaO. Температура этой реакции в условиях вакуума находится в интервале 1100-1200°C. Изначально, из-за большого содержания карбоната бария наблюдается значительное количество интенсивных рефлексов $BaCO_3$: 19,5° (110); 24° (111); 31,3° (012); 34 ° (130); 42° (221); 44,6° (202); 46,7° (113) [4]. При нагревании до 600°C фазовый состав остается постоянным. В температурном интервале 600-625°C начинает расщепляться рефлекс $BaCO_3$ при 34,15° (130) и 42,04° (221).

Реакция разложения карбоната кальция с образованием оксида кальция и выделением углекислого газа начинается при температуре 875°C. После нагрева до 1200°C формируется фаза оксида кальция, рефлексы которого отмечены значениями углов: 30,75° (111) и 35,6°

(200) [5]. Часть оксида кальция вступила в твердофазную реакцию с диоксидом циркония, и образовался $CaZrO_3$ с рефлексами при 31°(121) и при 45° (202) [6-7].

Аналогично карбонату бария, диоксид титана представлен следующими рефлексами: при 25,31° (011); 47,99° (020); 53,82° (015); 55,18° (121). Полиморфное превращение анатаза в рутил происходит при температуре ~900°С, о чем свидетельствуют рефлексы на дифрактограммах при 41° (111), 28° (110), 36° (101) [8-9].

Известно несколько фазовых переходов диоксида циркония: переход из моноклинной фазы ($P2_1/c$) в тетрагональную ($P4_2/nmc$) при 1140°С и из тетрагональной в кубическую ($Fm3m$) при температуре выше 2330°С [10]. В исходной системе диоксид циркония был в моноклинной фазе с рефлексами при 28,37 (11-1) и 30,16 (111). По причине высокой скорости нагрева и небольшой выдержки, переход диоксида циркония в тетрагональную фазу не произошел.

Заключение. Показано, что компоненты системы $BaCO_3$ – $CaCO_3$ – ZrO_2 – TiO_2 в процессе нагрева до 1200°С претерпевают фазовые превращения. Происходят полиморфные переходы карбоната бария (α-$BaCO_3 \rightarrow \beta$-$BaCO_3$) и диоксида титана (из анатаза в рутил). Подтверждено, что результатом твердофазной реакции оксида кальция и диоксида циркония является цирконат кальция.

Работа выполнена в рамках Программы повышения конкурентоспособности Национального исследовательского Томского политехнического университета среди ведущих мировых научно-образовательных центров.

1. Практическое руководство по терморентгенографии поликристаллов. Часть 1 / Р.С. Бубнова, М.Г. Кржижановская, С.К. Филатов. Санкт-Петербург, Изд.-во СПбГУ. – 2011. – 70с.
2. Rawal, B., Dixit, P., Praveenkumar, B. High-energy ball milling of lead-free piezoceramic: influence of milling medium on properties // J Aust Ceram Soc. 2019. №55. С. 729-736.
3. Капустин В. И. и др. Физикохимия формирования и электронная структура оксидно-бариевой фазы в оксидных катодах // Физика и химия обработки материалов. 2016. №. 3. С. 81-89.
4. Antao S. M., Hassan I. $BaCO_3$: high-temperature crystal structures and the Pmcn→ R3m phase transition at 811°C // Physics and Chemistry of Minerals. 2007. №34. С. 573-580.
5. Valverde, Jose Manuel, et al. Thermal decomposition of dolomite under CO_2: insights from TGA and in situ XRD analysis // Physical Chemistry Chemical Physics. 2015. №17. С. 30162-30176.
6. Prasanth C. S. et al. Synthesis, characterization and microwave dielectric properties of nanocrystalline $CaZrO_3$ ceramics // Journal of alloys and compounds. 2008. №464. С. 306-309.
7. Stoch P., et al. Crystal structure and ab initio calculations of $CaZrO_3$ // Journal of the European Ceramic Society. 2012. №32. С. 665-670.
8. Карпович Н. Ф. и др. Синтез нанокристаллов TiO_2 (анатаз) гидротермальным методом // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. №. 1. С. 34-38.
9. Thamaphat K., Limsuwan P., Ngotawornchai B. Phase characterization of TiO_2 powder by XRD and TEM // Agriculture and Natural Resources. 2008. №42. С. 357-361.
10. Troitzsch, U., Ellis, D.J. The ZrO_2-TiO_2 phase diagram // J Mater Sci. 2005. №40. С. 4571–4577.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-161

ТИТАНОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ГОРЯЧИМ УПЛОТНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ РЕАКЦИОННЫХ СМЕСЕЙ

Прибытков Г.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титан и его сплавы являются одними из основных конструкционных материалов в современной авиационной и химической промышленности, в медицине и ракетостроении. Наряду с высокой удельной прочностью и стойкостью в агрессивных средах сплавы титана обладают существенным недостатком: низкой износостойкостью в контактных парах и в условиях воздействия абразива. Для повышения износостойкости в титан и его сплавы вводят упрочняющую фазу в виде дисперсных частиц тугоплавких соединений, среди которых наиболее эффективен карбид титана. Металломатричные композиты «карбид титана – титановая связка» широко применяются в качестве износостойких покрытий на титане и его сплавах. При наплавке и напылении порошковых покрытий применяются механические смеси титана и карбида титана или композиционные порошки со структурой металломатричного композита, которые можно получить в режиме горения порошковых реакционных смесей титана и углерода (сажи) [1]. Дисперсность и объемная доля упрочняющей карбидной фазы являются основными параметрами структуры, которые определяют механические свойства и триботехнические характеристики композита. Однако целенаправленно регулировать структуру титаноматричных композитов при наплавке затруднительно из-за перекристаллизации карбидной фазы в наплавочной ванне и, как следствие – огрубления структуры. При напылении покрытий титансодержащими композиционными порошками или порошковыми смесями исходная дисперсность карбида титана сохраняется, но происходит сильное загрязнение титана атмосферными газами [2].

В представленной работе предложен способ получения объемных титаноматричных композитов, упрочненных субмикронными частицами карбида титана. Способ заключается в горячем уплотнении порошковых смесей титана и углерода (сажи), предварительно подвергнутых интенсивной механоактивации (МА) в планетарной мельнице в среде аргона. Известно [3], что МА реакционных смесей служит эффективным инструментом влияния на структуру и фазовый состав продуктов синтеза. В процессе обработки смесей в планетарной мельнице одновременно происходит измельчение титанового порошка и однородное распределение наноразмерных частиц сажи по поверхности титана. При кратковременном нагреве до 900 °С МА смеси, помещенной в герметичный стальной контейнер, происходит реакция синтеза нестехиометрического карбида титана, а при последующем уплотнении смеси в контейнере под прессом получается плотная практически беспористая прессовка титаноматричного композита. На первом этапе работы установлены термомеханические режимы горячего уплотнения, при которых проходит до конца реакция синтеза карбида титана, а остаточная пористость приближается к нулю. Исследовано влияние термообработки горячеуплотненных порошковых композитов на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005.

1. Криницын М.Г. Синтез, структура и применение микрогетерогенных гранул "TiC/Ti" для получения композиционных износостойких покрытий и объемных изделий. Дис. канд. тех.наук.: 05.16.09. ИФПМ СО РАН, г. Томск. 2020.- 153с.
2. Калита В.И., Комлев Д.И. Плазменные покрытия с нанокристаллической и аморфной структурой: монография. М.: “Лидер М”, 2008. – 388 с.
3. Ляхов Н. З., Талако Т. Л., Григорьева Т. Ф. Влияние механоактивации на процессы фазо- и структурообразования при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе. Новосибирск: Параллель. 2008. 168 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-162

СТРУКТУРА СВС-КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Cu-Ti-C-B

[1]Пугачева Н.Б., [2]Николин Ю.В.
[1]Институт машиноведения Уро РАН, Екатеринбург
[2]ООО «Солид флэйм», Екатеринбург

Развитие современных технологий требует создания новых материалов, обеспечивающих надежность машин и агрегатов в жестких условиях эксплуатации. Особый интерес представляют композиционные материалы и покрытия, получаемые методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [1]. Важным является выбор химического состава матрицы композита, которая определяет склонность к развитию трещин при внешнем нагружении. Определенные успехи достигнуты в разработке способов получения новых СВС-композитов с регулируемым содержанием упрочняющих фаз [2,3].

Известно [1], в СВС выделяют три основные стадии: горение, образование новых фаз и охлаждение продуктов горения. На стадии горения происходят экзотермические реакции, повышающие температуру порошковой смеси вплоть до температур плавления её составляющих. Основными экзотермическими реакциями являются:

$$Ti + C \rightarrow TiC + Q \quad (1)$$

$$3Ti + B_4C \rightarrow TiC + 2TiB_2 + Q \quad (2)$$

$$2C + 2O_2 \rightarrow 2CO_2 + Q \quad (3)$$

Использование в качестве матрицы СВС-композитов меди позволяет использовать его для деталей и конструкций электротехнического назначения или требующих интенсивного охлаждения. Относительно невысокая температура плавления меди (983 °С) обеспечит более активное протекание синтеза и позволит обеспечить плотность композитов после дополнительного горячего компактирования. Цель работы - установить химический и фазовый составы монолитного СВС-композита системы Cu-Ti-C-B.

Исследовали структуру и твердость композиционного материала системы Cr-Ti-C-B, полученного в режиме безгазового твердофазного горения методом СВС при постоянной скорости перемещения фронта горения. Исходными материалами для синтеза были выбраны порошки Ti, Cu, C и B_4C, которые засыпали в стальную трубу (Ст3), выполняющую одновременно роль реактора открытого типа и внешней оболочки заготовки [2, 3]. Порошок меди формирует металлическую матрицу будущего композита. Порошки Ti, C, B_4C представляют собой термореагирующую смесь (ТРС), обеспечивающую протекание экзотермических реакций (1 – 3), в результате которых формируются упрочняющие фазы композита. Сразу после завершения процесса синтеза заготовки подвергали горячему компактированию - прессованию на гидравлическом прессе при температуре 1000 ˚С под нагрузкой 250 МПа. Образцы для исследований вырезали из полученных заготовок.

Микроструктуру и химический состав полученного композита исследовали на поперечных резах полученных заготовок с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGAII XMU с энергодисперсионной и волнодисперсионной (для определения содержания бора) приставками фирмы OXFORD. Фазовый рентгеноструктурный анализ выполнен на рентгеновском дифрактометре SHIMADZU в k_α излучении хрома. Измеряли твердость композита по Роквеллу и микротвердость на твердомере LEICA с нагрузкой 50 г.

Температура инициализации СВС композита системы Cu-Ti-C-B значительно ниже температуры плавления каждого компонента исходной порошковой смеси [6]. Поэтому синтез проходит при более низких температурах по сравнению с использованием порошков Fe, Cr и Ni [2,3]. Формируется плотный композит, незначительное количество пор образовалось только на границе с внешней стальной оболочкой. В процессе синтеза новые структурные составляющие образуются неравномерно (рис. 1а). Выделенный на рис.1 участок 1 представляет собой практически чистую матрицу в виде твердого раствора Ti в кристаллической решетке Cu. Поэтому на спектрограмме этого участка линии Cu и Ti довольно интенсивные, тогда как линия углерода очень слабая, а линия бора находится на

уровне фона. Участок 2, отмеченный на рис. 1а содержит частицы TiC и TiB_2 в медной матрице, линии углерода уже более интенсивны, присутствуют и слабые линии бора. Частицы карбида титана серого цвета размерами 1 – 2 мкм хаотично распределены в объеме композита. Частицы диборида титана TiB_2 практически черного цвета правильной огранки имеют больший размер – до 15 мкм.

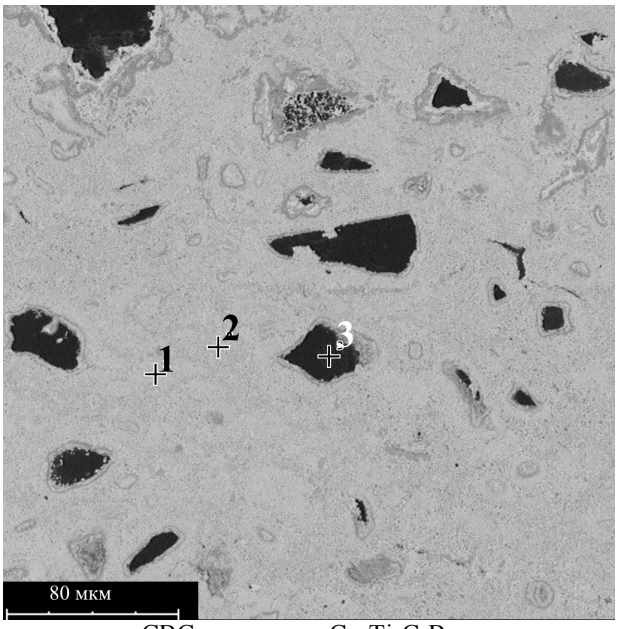


Рис. 1. Микроструктура СВС-композита Cu-Ti-C-B с участками микроанализа

Участок 3 соответствует бору (рис. 1г). Очевидно, реакция (2) иногда не успевает произойти, карбид бора полностью диссоциировал, но в образовании диборида титана участвовал не весь восстановленный бор:

$$2Ti + B_4C \rightarrow TiC + TiB_2 + 2B + Q \quad (4).$$

В результате частицы диборида титана образовались вокруг сохранившейся частицы бора, что хорошо иллюстрирует микрорентгеноспектральный анализ в режиме картирования. Твердость композита составила 60 – 62 HRC.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН, тема № АААА-А18-118020790145-0.

1. Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. Москва: Машиностроение-1. – 2007. – 472 с.
2. Николин Б.В., Матевосян М.Б., Кочугов С.П., Пугачева Н.Б. Патент на изобретение № 2680489. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины. Приоритет от 10.11.2017 до 10.11.2037.
3. Пугачева Н.Б., Николин Ю.В., Сенаева Е.И., Малыгина И.Ю. Структура СВС-композитов системы Fe-Ti-C-B/ ФММ. – 2019. – Т. 120. – № 11. – С. 1174 – 1180.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-163

РАЗРАБОТКА ГИБРИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ 3D-ПЕЧАТИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ САМОСТЕРИЛИЗУЮЩИХСЯ РЕНТГЕНКОНТРАСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

[1,2]Расчесов Б.А., [1,2]Торопков Н.Е.

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сегодня возможности диагностики для правильного подхода к имплантации практически безграничны. Радиология классически делит предимплантационные операции на исследования первого и второго уровня. Для предимплантационного планирования первые включают ортопантомографию (OPG) и внутриротовую рентгенографию, а вторые - специальную томографическую визуализацию (КТ) [1].

Для постимплантационного контроля используют зачастую именно КТ, так как она позволяет выявлять на раннем этапе отторжение, отсутствие врастания, неправильное расположение или смещение имплантата в ходе его эксплуатации. С этой точки зрения менее востребованными имплантатами являются полимерные и композиционные полимерные материалы с керамическим наполнением, так как они практически не различимы на снимках КТ, что так же является проблемой для изучения данных имплантатов на биорезорбцию [2].

В последнее время все большую популярность находят самостерилизующиеся биодеградируемые материалы, ключевым компонентом таких материалов являются нанопорошки железа, меди и их оксидов, которые значительно повышают рентгеноконтрастность. [3].

Целью работы являлось исследование 3D-печатных композитов на основе полилактида (PLA) и электровзрывного порошка оксида железа.

Образцы композиционного материала изготавливали из полимера молочной кислоты (Natural Works Ingeo 40-43d, NatureWorks LLC, США). Оксид железа получали методом электрического взрыва проводника в среде кислорода и аргона, (содержание кислорода 20% объемных) [4]. Полученный оксид железа имел удельную поверхность по БЭТ ~5,7м^2/г.

Композит приготавливался путем растворения PLA в трихлорметане (15% масс. раствор PLA в трихлорметане). В полученный раствор при перемешивании вносился порошок оксида железа в количестве 5% масс. от массы PLA. Раствор перемешивался ротационной мешалкой на водяной бане, до получения смеси с вязкостью 30 Па*с. После этого полученный раствор выливался на фторопластовую подложку и высушивался в тонком слое. Полученный композит дробился на ножевой мельнице РМ-250 (Россия) до среднего размера частиц 1-2мм. Образовавшиеся частицы загружались в экструдер Filabot-EX2 (USA) на выходе из которого при температуре 190 ^{o}C формовалось волокно со средним диаметром 1,75±0,02 мм. Из полученного волокна были напечатаны кубики с размером ребра 20 мм на 3D-принтере Wanhao Duplicator I6 (Китай). Температура печати 210 ^{o}C, температура подложки 60 ^{o}C, скорость печати 60 мм/с, диаметр фильеры для печати – 0,3 мм. Для проведения сравнительных измерений был напечатан такой же кубик из чистого PLA.

Полученные кубики были исследованы на рентген позитивность. Исследование производилось на оборудовании: газоразрядный детектор ПРИЗ-1536, рентгеновский аппарат РАП-160-5. Съемка производилась при напряжении на катоде 80кВ, токе анода 3мА, расстояние от выходного окна до ближнего края образца 60 см. На рисунке 1. Показана визуализация полученных данных по поглощению/отражению рентгеновского излучения.

Как видно из рисунка 1 добавление в количестве 5% оксида железа в полилактиде увеличило рентгенконтрастность по сравнению с чистым PLA практически в два раза. Полученные данные открывают перспективу для дальнейших исследований в данной области, что может поспособствовать в нивелирование недостатка полимерных имплантатов.

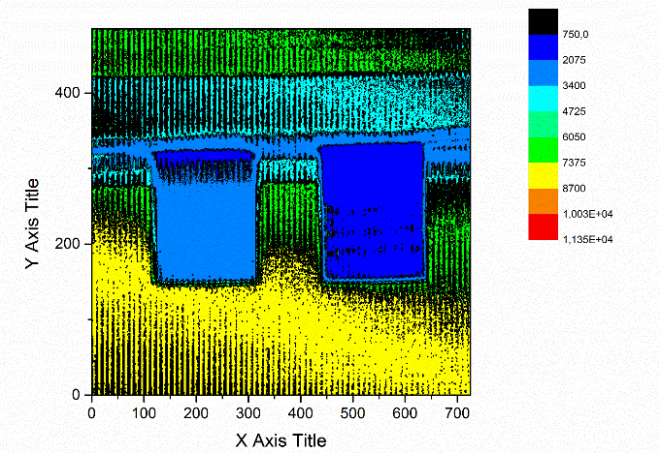


Рис. 1. Визуализация поглощения/отражения рентгеновского излучения, слева – образец из чистого PLA, справа – образец из композита PLA + 5% оксида железа

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0007.

1. Danforth R.A. Cone beam volume tomography: a new digital imaging option for dentistry. J Calif Dent Assoc. 2003. –31(11):814 p.
2. Dula K, Buser D, Porcellini B, Berthold H, Schwarz M. Computed tomography/oral implantology (I). Dental CT: a program for the computed tomographic imaging of the jaws: the principles and exposure technique. Schweiz Monatsschr Zahnmed. 1994;104(4):450 p.
3. Jung Hwa Park, Rene Olivares-Navarrete, Robert E. Baier, Anne E. Meyer, Rina Tannenbaum, Barbara D. Boyan, and Zvi Schwartz Effect of cleaning and sterilization on titanium implant surface properties and cellular response Acta Biomater. 2012 May; 8(5): 1966–1975 pp.
4. Лернер, М. И., Сваровская, Н. В., Псахье, С. Г., & Бакина, О. В. Технология получения, характеристики и некоторые области применения электровзрывных нанопорошков металлов. Российские нанотехнологии, 2009. – 4(11-12), 56-68 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-164

ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Ti–Si–C

[1]Рахадилов Б.К., [1]Буйткенов Д.Б., [2]Колиснеченко О.В., [3]Ескермесов Д.К., [3,4]Тоимбаев А.Б.
[1]Аманжолов университет, Усть-Каменогорск
[2]Институт электросварки имени Е.О.Патона НАН Украины, Киев
[3]ТОО «PlasmaScience», Усть-Каменогорск
[4]Университет имени Шакарима, Семей

Одним из эффективных технологических путей повышения надежности работы деталей машин и механизмов является нанесение на рабочую поверхность различных покрытий [1]. Однако традиционные методы формирования защитных покрытий (плазменный и детонационный методы напыления порошков и т. п.) не удовлетворяют предъявляемым требованиям. Преодолеть недостатки традиционных методов можно при помощи термической активации поверхности потоками импульсной плазмы, а также электронными пучками [2]. Преимуществами импульсно-плазменной технологии являются высокие скорости нагрева и охлаждения поверхности материала и малый расход реагентов, возможность создания слоистых структур с различным фазовым составом и, соответственно, с различными физико-химическими характеристикам [3]. Таким образом, импульсно-плазменная технология позволяет гибко управлять процессом модификации поверхностного слоя.

Методом детонационного напыления на поверхности стали У9 (with 0.94 wt % C) были получены покрытия на основе Ti-Si-C. Для получения покрытий использовали детонационный комплекс CCDS2000 [4,5]. Поверхностное модифицирование покрытий осуществлялось импульсным плазменным потоком с использованием плазменного генератора разработанного ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины [6]. Изменение режимов обработки осуществлялось варьированием дистанции H от плазматрона до упрочняемой поверхности (таблица 1).

Таблица 1. Режимы обработки образцов

Покрытия	Номер режима упрочнения	Дистанция от плазматрона до изделия, мм
Ti-Si-C	1	30
	2	40
	3	50

Исследования фазового состава образцов осуществляли методами рентгеноструктурного анализа на дифрактометре X'PertPro с использованием CuKα-излучения. Микротвердость образцов измеряли алмазным индентором на приборе МЕТОЛАБ 502.

Твердость по Виккерсу детонационных покрытий Ti–Si–C до и после импульсно-плазменного воздействия приведены в таблице 2. Из таблицы видно, что твердость покрытий сильно зависит от расстояния H между плазмотроном и обрабатываемым образцом. Обнаружено, что твердость покрытий Ti–Si–C повышается с увеличением дистанции от 30 до 50 мм. После импульсно-плазменного упрочнения при дистанции 50 мм твёрдость покрытий увеличивается до 1785,3 HV.

Таблица 2. Микротвердость детонационных покрытий на основе Ti–Si–C до и после ИПО

Номер образца	Дистанция от плазматрона до изделия, мм	Микротвердость, HV
Исходный	-	1000,7
1	30	1189,75
2	40	1243,1
3	50	1785,3

С целью выявления причины изменения микротвердости нами были проведены XRD

анализ покрытий до и после импульсно-плазменной обработки. На рисунке 1 представлены дифроктограммы исходного покрытий системы Ti-Si-C и обработанных импульсно плазменным воздействием. Результаты XRD анализа покрытий показали, что исходное покрытие состоит из фаз TiC с небольшим содержанием фаз Ti_3SiC_2. После импульсно-плазменной обработки фазовая структура существенно не изменилась, но относительная интенсивность пиков сильно изменилась. После обработки импульсно-плазменным воздействием наблюдается увеличение интенсивности всех рефлексов фазы Ti_3SiC_2, а также обнаружено появление рефлексов (101, 102, 112, 204, 1110, 0016), что свидетельствует об увеличения содержания фазы Ti_3SiC_2 в покрытиях. Изменение доли фаз указывает на твердофазное превращение при импульсно-плазменной активации. Кроме того, в покрытии по режиму 1 (30 мм) присутствуют в незначительных количествах карбидные и оксидные фазы: W_2C, TiO. Это связано с тем, что материал расходуемого электрода попадает в поверхностный или приповерхностный слой покрытия при близких дистанциях. Например, в работе [6] при использовании расходуемого электрода из титана в упрочненном слое на глубине до 20 мкм были обнаружены частицы титана.

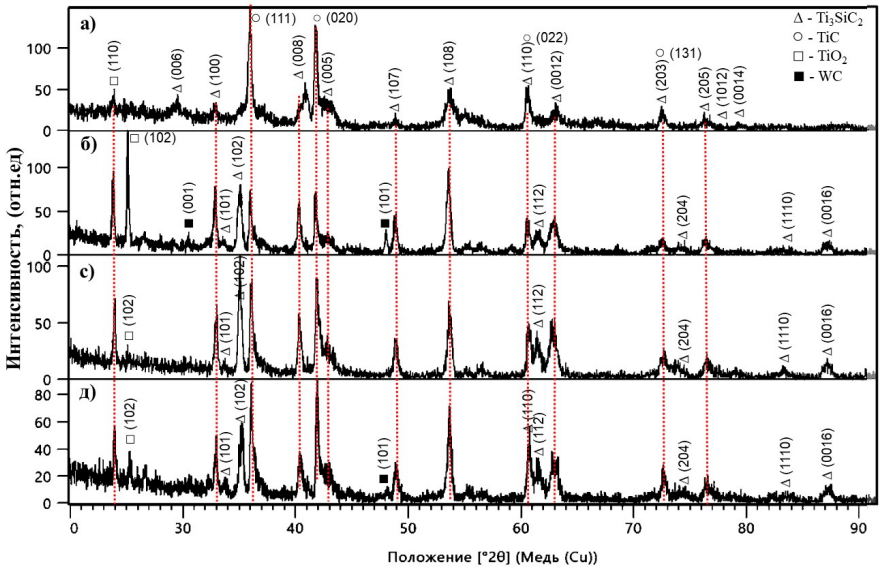


Рис. 1 Дифрактограммы детонационных покрытий на основе Ti–Si–C до (а) и после импульсно-плазменной обработки: режим 1 (30мм) (б), режим 2 (40мм) (с), режим 3 (50мм) (д)

Согласно результатом XRD анализа, повышение микротвердости детонационных покрытиях системы Ti-Si-C в результате импульсно-плазменной обработки, связано с увеличением содержания фаз Ti_3SiC_2 в покрытиях.

Работа выполнена при поддержке грантового финансирования МОН РК, грант AP08957719.

1. Shulepov I.A. Correction of the Distribution Profiles of the Intensities of Elements Considering the Uneven Dispersion of the Glow-Discharge Optical Emission Spectrometer for Multilayer Coatings Analysis //2020 7th International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (EFRE). 2020. C. 1155-1159.
2. Tyurin Yu.N. Pulsed plasma hardening of tools // Autowelding. 2001. No. 1. P. 38-44.
3. Pogrebnjak A.D. High-Speed Plasma Jet Modification and Doping of α-Fe // Technical Physics Letters. 2001. Vol. 27. No. 8. P. 619-621.
4. Ulianitsky V. Computer-controlled detonation spraying: from process fundamentals toward advanced applications // Journal of Thermal Spray Technology. 2011. Vol. 20. P. 791–801.
5. Rakhadilov B.K. Structure and properties of detonation coatings based on titanium carbosilicide // In Key Engineering Materials; Trans Tech Publications Ltd.: Baech, Switzerland. 2019. P. 301–306.
6. Tyurin Yu.N. Plasma-detonation technology for modification of the surface layer of metal // The Open Surface Science Journal. 2009. № 1. P. 13–19.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-165

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Майер Г.Г., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, одноосного растяжения было исследовано влияние ванадия на фазовый состав, параметр кристаллической решетки, микроструктуру и механические свойства высокоазотистой стали, полученной методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Для аддитивного производства заготовок (стенок) были выбраны стали следующего состава: Fe-20,7Cr-22,2Mn-0,3Ni-0,6Si-0,15C-0,53N (BAC-0V, масс. %) и Fe-21,6Cr-25,7Mn-1,4V-0,69C-1,18N (BAC-1,4V масс. %). Из полученных стенок были вырезаны образцы в форме двойных лопаток с размерами рабочей части 1,25×2,7×12 мм, которые в случае BAC-0V были ориентированы вдоль и поперек направления роста, а у BAC-1,4V ось растяжения совпадала с направлением осаждения слоев. Испытания на одноосное растяжение проводились при комнатной температуре с начальной скоростью деформации 5×10^{-4} $с^{-1}$. Для сравнения с аддитивно-полученным материалом (ЭЛАП-образцы) были исследованы образцы литой стали, подвергнутой горячей прокатке и закалке от температуры 1200°C, которые использовались в качестве сырья для формирования образцов, методом ЭЛАП (далее – литое состояние).

Исследование микроструктуры сталей показало, что исходные образцы BAC-0V (литые) обладают преимущественно аустенитной структурой и содержат небольшое количество δ-феррита (около 20 %), наличие которого обусловлено высокой концентрацией атомов хрома в составе стали. За счет более высокой концентрации марганца, азота и углерода, образцы литой стали BAC-1,4V не содержали феррита, но легирование ванадием способствует формированию карбонитридов на основе ванадия и хрома. После ЭЛАП-процесса в образцах стали BAC-0V качественно элементный состав сохраняется, но наблюдается существенное обеднение по марганцу. При этом в ходе получения заготовки не наблюдается снижения объемного содержания азота в образцах. Происходит формирование двухфазной аустенит-ферритной структуры с почти равным соотношением фаз и параметрами кристаллической решетки 0,362 нм и 0,287 нм для аустенита и феррита соответственно. В случае ЭЛАП-обработки образцов BAC-1,4V, они обладают аустенитной структурой с параметром кристаллической решетки 0,363 нм, которая содержит большое количество каронитридов и интерметаллидную фазу. Частицы имеют крупную (до 5 мкм), неправильную форму и располагаются неравномерно как в теле зерна, так и по границам зерен. Результаты микроструктурных исследований, полученные методом сканирующей электронной микроскопии, показывают, что BAC-0V и BAC-1,4V образцы имеют дендритную морфологию со столбчатыми зернами аустенита.

Результаты испытаний на одноосное растяжение показали, что в исходном состоянии и после ЭЛАП-процесса образцы BAC-0V (литая) демонстрируют сопоставимые механические свойства, а также обладают хорошей пластичностью (до 40%). После ЭЛАП-процесса сталь BAC-0V характеризуется анизотропией свойств, при этом образцы заготовок, вырезанные вдоль направления роста стенки, имеют самые низкие механические свойства. Для стали с ванадием, после аддитивного роста величина удлинения до разрушения резко падает до 2 % (25 % для литой стали), что обусловлено наличием хрупкой интерметаллидной фазы после аддитивного роста, но ее прочностные свойства остаются высокими за счет сильного твердорастворного упрочнения аустенитной фазы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект номер FWRW-2019-0030.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-166

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ Ag-Ni-N НА МЕДИ, СФОРМИРОВАННОГО КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ АЗОТИРОВАНИЕ

[1]Романов Д.А., [1]Почетуха В.В., [1]Громов В.Е., [2]Иванов Ю.Ф.
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Электрические контакты выключателей электрических сетей независимо от того, что они эксплуатируются с момента демонстрации Т.А. Эдисоном в 1879 г., остаются актуальным объектом фундаментальных и прикладных исследований. Основной технологией промышленного производства контактов переключателей мощных электрических сетей до сих пор остается метод порошковой металлургии. Такие электрические контакты обладают однородной и воспроизводимой структурой во всем объеме изделий. Однако совершенствование этой технологии не может обеспечить низкую пористость готовых изделий, что снижает электропроводность контактов. С целью улучшения электропроводности изделий, получаемых методом порошковой металлургии, в их состав вводят дорогостоящие химические элементы. Основным материалом, обеспечивающим высокую электропроводность электрических контактов при минимальной рыночной цене, в настоящее время является серебро.

Другим методом получения объемных материалов дугостойких электрических контактов является метод электронно-лучевого испарения и последующей вакуумной конденсации. Электрические контакты, полученные этим методом, неоднородны по структуре. Например, для системы W–Cu эта неоднородность проявляется в периодическом чередовании слоев вольфрама и меди переменной толщины. Получение же покрытий, обеспечивающих высокую дугостойкость электрических контактов, в промышленном масштабе в настоящее время до сих пор не реализовано. Это связано с трудностями формирования композитной структуры покрытий и достижения их высокой адгезии. Альтернативным, указанным выше методам, является электровзрывной метод формирования дугостойких покрытий. Основой структурообразования в электровзрывных покрытиях являются динамические ротации напыляемых частиц, которые формируют вихревую иерархически организованную структуру.

Комбинированные технологии, сочетающие различные методы воздействия на структуру и свойства материала, в настоящее время являются одним из интенсивно развивающихся направлений модификации металлов и сплавов. В работе выполнено исследование структуры и свойств покрытия состава Ag-Ni-N, сформированного на меди комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления. Показано, что износостойкость покрытия толщиной до 80 мкм превышает износостойкость меди на 13 %; коэффициент трения покрытия на 3,5 % ниже коэффициента трения меди; твердость покрытия превышает твердость меди на 13 %. Установлено, что основным элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют никель и медь. Между покрытием и подложкой выявлен переходный слой толщиной до 8 мкм, обогащенный атомами никеля. Показано, что покрытие сформировано твердыми растворами на основе меди, никеля и серебра, а также содержит нитриды никеля серебра и меди. Выявлено, что фазовый состав покрытия существенным образом зависит от плотности энергии пучка электронов (при постоянных значениях длительности и количества импульсов воздействия пучка). Установлено, что покрытие имеет субмикро- нанокристаллическую структуру. Размеры кристаллитов, формирующих покрытие, изменяются в пределах от 50 нм до единиц микрометров.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-167

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ SnO_2-In_2O_3-Ag-N, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ

[1]Романов Д.А., [1]Почетуха В.В., [1]Громов В.Е., [2]Иванов Ю.Ф.
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Цель работы – анализ структуры и свойства покрытия состава SnO_2-In_2O_3-Ag-N, сформированного на меди комплексным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления.

После формирования покрытия образцы облучали импульсным электронным пучком (17 кэВ, 20 Дж/см^2, 200 мкс, 5 имп., 0,3 с$^{-1}$) и подвергали азотированию в плазме газового разряда низкого давления на установке «КОМПЛЕКС». Режим азотирования: 520 °С, 5 часов.

Исследование дефектной субструктуры и элементного состава покрытия осуществляли методами сканирующей электронной микроскопии. Исследование фазового состава и структурных параметров образцов проводилось на дифрактометре XRD-6000 на CuKα-излучении. Анализ фазового состава осуществлен с использованием баз данных PDF 4+, а также программы полнопрофильного анализа POWDER CELL 2.4. Твердость покрытия измеряли с помощью ультрамикротестера Shimadzu DUH-211 (Pn = 30 мН). Трибологические свойства покрытия изучали на трибометре Pin on Disc and Oscillating TRIBOtester («TRIBOtechnic», Франция) в условиях сухого трения. Тест на износостойкость проводился в геометрии «шарик-диск» при следующих параметрах: шарик из стали ШХ15 диаметром 6 мм, нагрузка 3 Н, дистанция 300 м, радиус трека износа 2 мм, скорость перемещения шарика 25 мм/с. Износостойкость образцов с покрытием рассчитывали после проведения профилометрии трека износа.

В результате трибологических испытаний обнаружено, что износостойкость медного образца с покрытием состава SnO_2-In_2O_3-Ag-N составляет $3{,}4 \cdot 10^{-5}$ мм^3/Н•м и превышает износостойкость меди без покрытия ($9{,}6 \cdot 10^{-5}$ мм^3/Н•м) в 2,8 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием (μ = 0,479) меньше коэффициента трения меди без покрытия (μ = 0,679) в 1,4 раза. Выявлен различный характер изменения коэффициента трения при трибологических испытаниях. Образец с покрытием характеризуется более длительной стадией приработки по сравнению с образцом без покрытия. Таким образом, сформированное комплексным методом покрытие состава SnO_2-In_2O_3-Ag-N кратно превосходит трибологические характеристики меди.

Твердость покрытия измеряли на поперечном шлифе вдоль трех дорожек, проходящих перпендикулярно поверхности покрытия, что позволяло определить среднюю твердость покрытия и выявить зависимость твердости исследуемого материала от расстояния от поверхности покрытия. Твердость покрытия достигает максимального значения, превышающего твердость подложки на 10 %, в слое, примыкающем к подложке.

Показано, что толщина покрытия ≈ 100 мкм. Износостойкость медного образца с нанесенным покрытием превышает износостойкость меди без покрытия в ≈ 2,8 раза. Коэффициент трения образцов с покрытием (μ = 0,479) меньше коэффициента трения меди без покрытия (μ = 0,679) в ≈1,4 раза. Установлено, что твердость покрытия увеличивается по мере приближения к подложке и достигает максимального значения ≈1400 МПа (твердость подложки 1270 МПа). Методами микрорентгеноспектрального анализа установлено, что основным химическим элементом покрытия является серебро, в значительно меньшем количестве присутствуют медь, олово, индий, кислород и азот. Методами рентгенофазового анализа установлено, что основными фазами покрытия являются твердые растворы на основе меди и серебра.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-00141).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-168

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ WC-Ag-N ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ

[1]Романов Д.А., [1]Почетуха В.В., [1]Московский С.В., [1]Громов В.Е., [2]Иванов Ю.Ф.
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование получено покрытие на основе серебра, меди, карбидов и нитридов вольфрама. Методами современного физического материаловедения (сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ) изучены структура и фазовый состав покрытий. Определены износостойкость, коэффициент трения, твердость и электроэрозионная стойкость.

В настоящее время для различных отраслей промышленности разрабатывается множество сплавов с определенными свойствами, в том числе и для электротехнической отрасли. В частности, для дугостойких контактов переключателей мощных электрических сетей используют сплавы на основе меди, серебра, алюминия, платины, золота молибдена, вольфрама и других химических элементов. Такие сплавы должны обладать определенным комплексом свойств, в том числе высокой электропроводностью, теплопроводностью, дугостойкостью, стойкостью против коррозии и др. Этим требованиям отвечают композиционные материалы на основе матрицы, обладающей высокой электропроводностью и наполнителя с высокой дугостойкостью. В качестве матрицы используют такие металлы как медь, серебро, золото, платина и сплавы на их основе. В качестве наполнителя применяют оксиды цинка, олова, меди, кадмия и других металлов, карбиды и нитриды вольфрама и молибдена. Несмотря на приемлемые характеристики этих композиционных материалов их применение неэффективно с экономической точки зрения по сравнению с формированием аналогичных покрытий на поверхности экономичных подложек. Однако, получить такие композиционные покрытия до сих пор не представляется возможным из-за ряда проблем их формирования, в том числе низкой адгезии покрытий, либо невозможности получения покрытия из-за технологических особенностей того или иного метода. Исключение составляет метод электровзрывного напыления, позволяющий формировать композиционные покрытия, в том числе, и с высокой электроэрозионной стойкостью. Улучшить качество поверхности электровзрывных покрытий, гомогенизировать их объем и создать наноструктурное состояние позволяет обработка низкоэнергетическими электронными пучками. Повысить твердость электровзрывных покрытий возможно с применением азотирования. Современная физика конденсированного состояния в качестве одного из своих приоритетных направлений указывает разработку методов повышения эксплуатационных характеристик различных материалов. Учитывая все вышесказанное, упрочнение поверхности контактов переключателей мощных электрических сетей является актуальной задачей как для физики конденсированного состояния, так и разработки новых способов формирования композиционных покрытий с лучшими эксплуатационными характеристиками.

С учетом вышеизложенного целью настоящей работы является исследование структуры и свойств композиционного покрытия состава Ag-WC-N, сформированного на меди комбинированным методом, сочетающим электровзрывное напыление, облучение импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления. Комбинированным методом на меди сформированы покрытия состава Ag-WC-N толщиной до 85 мкм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-169

ТЕСТОВОЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ МОЛИБДЕНОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ

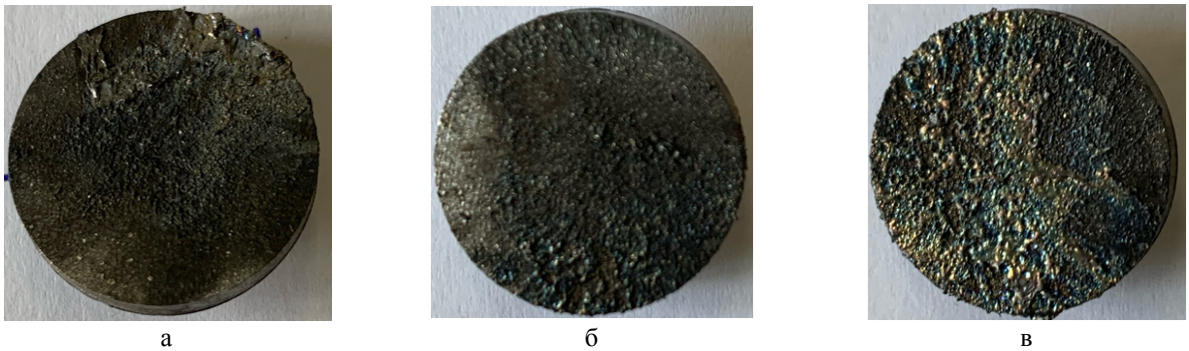
Романов Д.А., Соснин К.В., Проинин С.Ю., Филяков А.Д.
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

В настоящем материале сообщается об изучении фазового состава электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана для медицинских применений. Покрытия были получены экологически безопасным и перспективным методом электровзрывного напыления. Примененная обработка позволяет добиться точного регулирования фазового состава. Полученные результаты исследования фазового состава приведены в таблице 1. Детализация используемой установки, режимов формирования покрытий и марки имплантатов в настоящее время не приведены для обеспечения патентной чистоты. Приведем фотографии поверхности электровзрывных покрытий (рис. 1).

Анализ таблицы 1 показал, что примененная обработка позволяет точно регулировать фазовый состав. В будущем это позволит использовать предлагаемый метод напыления покрытий для коммерческого использования в имплантатах различной конструкции.

Таблица 1. Фазовый состав электровзрывных покрытий на основе молибдена и титана

Номер режима обработки	Фазовый состав, масс. %	
	Mo	Ti
1	5	95
2	10	90
3	15	85
4	20	80
5	25	75
6	30	70
7	35	65
8	40	60
9	45	55
10	50	50
11	55	45
12	60	40
13	65	35
14	70	30
15	75	25
16	80	20
17	95	5



а б в

Рис. 1. Внешний вид поверхности молибденовых покрытий, полученных в режимах электровзрывного напыления 1 (а), 9 (б) и 16 (в)

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8 и кандидатов наук МК-5585.2021.4, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-170

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ЧАСТИЦ Fe НА ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al-Sn

Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Криницын М.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Несмотря на широкое применение в различных областях машиностроения алюминиевых сплавов они редко используются в качестве деталей узлов трения из-за склонности Al к схватыванию при граничном или сухом трении. Введение в алюминий мягких невзаимодействующих с ним металлов типа олова позволяет значительно поднять давление схватывания, однако износостойкость сплавов Al-Sn при сухом трении возрастает только при высокой 35-40% концентрации олова. Олово не упрочняется при обычной температуре, поэтому для компенсации потерянной твёрдости в сплавы Al-Sn вводят твёрдые керамические частицы типа оксидов [1].

К сожалению, такие частицы плохо смачиваются жидким алюминием и оловом, образующиеся межфазные границы очень слабы и становятся местами зарождения трещин и отслоений, приводя к повышенному износу композиционного материала. Напротив, частицы многих тугоплавких металлов и интерметаллидов на их основе хорошо смачиваются и оловом и алюминием [2]. Другое дело, что при введении большого количества таких частиц вязкость расплава повышается и трудно добиться равномерного их размещения по объёму заливки. Указанную проблему удаётся решить методами порошковой металлургии на стадии приготовления смеси, но возникает проблема высокой пористости изделий из-за плохой прессуемости смесей с высоким содержанием твёрдых частиц.

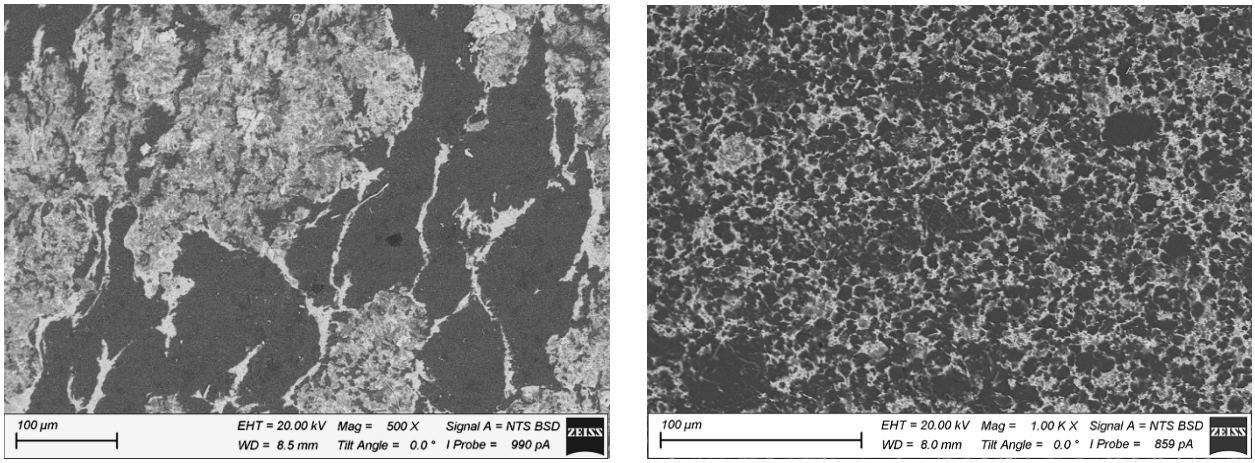
Прессуемость смеси возрастает, если вместо твёрдых интерметаллических частиц использовать порошки чистых пластичных металлов, способных образовывать с алюминиевой матрицей твёрдые тугоплавкие соединения уже в процессе спекания. К таким металлам можно отнести железо, образующее с алюминием тугоплавкие алюминиды [3]. Последние образуются за счёт растворения атомов алюминия в решётке железа, и объём продуктов реакции при этом возрастает пропорционально числу растворившихся атомов. Интенсивно реакция сплавообразования в системе Al-Fe и разогрев прессовки начинается при температуре вблизи плавления алюминия, что позволяет режимом нагрева регулировать скорость протекания реакции так, чтобы рост образца компенсировался перегруппировкой алюминидов в более плотную конфигурацию под действием сил поверхностного натяжения.

Однако при наличии олова образуется легоплавкая эвтектика Sn-Al, содержащая большое количество растворённых атомов алюминия. При её растекании по прессовке Al доставляется к поверхности железных частиц в виде подвижных атомов расплава. Железо растворяется в жидкой эвтектике и взаимодействует с атомами алюминия, образуя твёрдые кристаллы алюминидов. Одновременно расплав проникает по границам частиц железа и разваливает их на зёрна. Площадь реакционной поверхности увеличивается, температура прессовки повышается, и интенсивность сплавообразования возрастает. На месте порошинок железа образуются агломераты из частиц алюминидов, окружённых прослойками олова (рис. 1а).

Мелкие частицы алюминидов плохо удерживаются мягкими оловянными прослойками и легко выкрашиваются при сухом трении, что приводит к понижению износостойкости композиционного материала. Кроме того, скопления хрупких алюминидов в форме агломератов с тонкими прослойками между частицами также демонстрируют низкую пластичность, и на их месте легко образуются частицы износа.

С целью предотвращения образования агломератов хрупких частиц, стандартные порошки железа ПЖ-4 в смеси Al-Sn (композиты Al-7Fe-38Sn) были замещены нанопорошками с диаметром менее 100 нм. Как и ожидалось, в спечённых композитах с наночастицами железа (Al-7Fe(nm)-38Sn) однородность распределения твёрдых и мягких фаз существенно улучшилась, а размеры агломератов из алюминидов, разделённых оловянными

прослойками, уменьшились (рис. 1б).



а б

Рис. 1. Структура спечённых при 570 °С и подвергнутых последующей допрессовке композитов Al-7Fe-38Sn (а) и Al-7Fe(nm)-38Sn (б)

В результате, полученный высокотемпературным спеканием композит Al-7Fe(nm)-38Sn имел высокую прочность и твёрдость, а по износостойкости в условиях сухого трения по стали превосходил спеченные и подвергнутые допрессовке композиты системы Al-Sn и Al-7Fe-38Sn, упрочнённые частицами железа микронного размера (таблица 1).

Таблица 1. Трибологические свойства спечённых композитов Al-Sn, упрочнённых железом

Композит	Интенсивность изнашивания (мкм/м)				Коэффициент трения			
	Давление, МПа							
	1	3	4	5	1	3	4	5
Al-7Fe(nm)-38Sn	0,1	0,14	0,15	0,20	0,42	0,34	0,34	0,33
Al-7Fe-38Sn	0,12	0,22	0,22	0,24	0.55	0.38	0.36	0.33
АСД4-40Sn	0,13	0,20	0,23	0,25				0,31

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. Щербакова О.О., Муравьева Т.И., Загорский Д.Л. Исследование антифрикционных алюминиевых сплавов, содержащих железо, до и после трибологических испытаний // Письма о материалах. 2018. Т. 8. № 2 (30). С. 123–128.
2. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения / А.Е. Миронов, Н.А. Белов, О.О. Столярова. М.: Изд. дом МИСиС. – 2016. – 222 с.
3. Rusin N.M., Skorentsev A.L., Mironov Y.P. Influence of phase structure evolution on the functional properties of sintered hybride Al-Fe-Sn composites // AIP Conference Proceedings. 2020. V. 2310. 020281-1–020281-4.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-171

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИЙ TiNiZrHfCoCu-cBNCoNiAlY

Русинов П.О., Бледнова Ж.М., Юркова А.П.
Кубанский государственный технологический университет, Краснодар

Целью настоящей работы является исследование возможностей конструирования структуры поверхностно-модифицированной высокоэнтропийной, жаропрочной, износостойкой композиции TiNiZrHfCoCu-cBNCoNiAlY полученной с помощью HVOF в защитной атмосфере с последующей обработкой (термомеханическая обработка (ТМО), термическая обработка (ТО)) и оценкой механических свойств [1-3].

Формирование композитных поверхностных слоев производилось путем HVOF в вакууме (среда аргона) механоактивированного порошка из высокоэнтропийных материалов с мартенситными превращениями на основе TiNiZrHfCoCu и жаропрочного износостойкого порошка cBNCoNiAlY на модернизированной установке GLC-720. В качестве материала для механоактивации использовали порошок TiNiZrHfCoCu следующего состава (16,7%at.Ni16,7%at.Zr16,7at.%Ti16,7at.% Hf16,6at.%Co16,6at.%Cu) и cBNCoNiAlY (Y - 5; cBN - 20; Co - 10; NiAl-остальное, вес.%). В качестве основы использовалась сталь 30ХГСА. Толщина слоя cBNCoNiAlY составила 0,5мм, слоя TiNiZrHfCoCu – 1мм.

При комнатной температуре основные структурные составляющие поверхностного слоя TiNiZrHfCoCu – аустенитная B2-фаза с кубической решеткой, мартенситные фазы B19' с моноклинной решеткой, фазы ZrCu, HfCo2, CoHf с кубической решеткой, фаза Zr2.98Ti2.8Cu6.22 с гексагональной решеткой, а также наблюдается небольшое количество оксида титана (TiO) менее 1%. Основными структурными составляющими поверхностного слоя cBNCoNiAlY полученного HVOF в защитной среде являются Ni3Al с кубической решеткой, BN с кубической решеткой, BN с орторомбической решеткой, Co с гексагональной решеткой, AlNiY с гексагональной решеткой, Al3NiY с орторомбической решеткой. TiNiZrHfCoCu слой, после HVOF в защитной атмосфере, ТМО и ТО, имеет наноразмерную структуру с размером зерна 74-120нм. Полученный cBNCoNiAlY слой имеет ультрамикрокристаллическую структуру с размером зерна 150-300нм. Микротвердость TiNiZrHfCoCu слоя HV0.1 = 5,1÷5,4ГПа, слоя cBNCoNiAlY, HV0.3 =16,3÷16,8 ГПа. После HVOF композиционных слоев проводили ТМО с последующим отжигом, которая включает поверхностное пластическое деформирование слоя TiNiZrHfCoCu при нагреве до 1000°С (среда аргон) и последующий отжиг при температуре 950°С.

Проведенные испытания на многоцикловую усталость при изгибе с вращением образцов из стали 30ХГСА с композиционными поверхностными слоями TiNiZrHfCoCu - cBNCoNiAlY после HVOF+ТМО показали повышение долговечности. Наибольшее значение амплитуды переменных напряжений, до которого образцы не разрушались базовое число циклов (*предел выносливости,* σ_{-1}) для стали 30ХГСА без покрытия составляет 495 МПа (режим термообработки нормализация), а после поверхностного модифицирования TiNiZrHfCoCu-cBNCoNiAlY – 549 МПа (HVOF), TiNiZrHfCoCu-cBNCoNiAlY – 584 МПа (HVOF, ТМО, ТО). Результаты испытания на износ образцов из стали 30ХГСА с поверхностным композиционным покрытием TiNiZrHfCoCu-cBNCoNiAlY толщиной 1,5мм, по схеме диск-диск. Испытания проводились в условиях сухого трения при различных скоростях скольжения диска. В процессе нагружения измерялась температура в месте контакта. Повышение износостойкости поверхностно модифицированного слоя TiNiZrHfCoCu-cBNCoNiAlY составляет 2,4 раза.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 19-19-00331.

1. Rusinov P.O., Blednova Zh.M. Structure and properties of the CoCuTiZrHf coating obtained by the HVOF method // Surface Innovations. 2021. № 9, 2-3. pp. 120-126.
2. Rusinov P.O., Blednova Zh.M. Structural behavior and mechanical properties of high-entropy coatings synthesized by HVOF // Surface Innovations. 2021. № 9, 2-3. pp. 127-138.
3. Rusinov P.O., Blednova Zh.M. Physicomechanical and design characteristics of surface high-entropy alloys // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications. 2021.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-172

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКОЙ СПЛАВА Si_3N_4+$FeSi_2$+Si, МОДИФИЦИРУЮЩЕГО МАЛОУГЛЕРОДИСТУЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННУЮ СТАЛЬ

Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Перовская М.В., Семенчук В.М.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Введение. Одним из наиболее эффективных способов повышения службы деталей машин и механизмов является электрошлаковая наплавка с применением легирующих присадок. Способы электрошлаковой наплавки с использованием легирующих присадок находят широкое применение для упрочнения деталей машин и механизмов под слоем флюсом. При электрошлаковой наплавке присадочный материал расплавляется за счет проходе электрода через ванну расплавленного флюса. Флюс засыпается между кристаллизатором и наплавляемой деталью и подается электрод. В начальный момент между электродом и планкой возбуждается электрическая дуга, которая расплавляет флюс. В результате образуется электропроводная шлаковая ванна, которая шунтирует и гасит дугу. При этом, обеспечиваются снижение тепловых потерь и расхода электроэнергии.

Анализ современных наплавочных материалов, а также способов воздействия на процессы формирования и кристаллизации, структуру и физико-механические характеристики покрытий из металлов и сплавов, позволил оценить возможности применения новых порошковых материалов. Перспективным является применение: 1) материалов, имеющих субмикрокристаллическую структуру; 2) композиционных материалов, с включениями частиц, имеющих высокую температуру плавления. При этом, успешный выбор химического состава порошковых легирующих материалов покрытия при электрошлаковой наплавке позволяет оптимизировать режим получения получаемого слоя. При выборе типа упрочняющих фаз важно отметить, что ориентироваться следует на возможные существующие модификации карбидов, боридов и нитридов, подходящие по свойствам. Повышение абразивной износостойкости наплавленных покрытий таким легированием является одним из наиболее эффективных путей повышения работоспособности деталей и срока их эксплуатации.

Проблема изучения особенностей процесса протекания электрошлаковой наплавки покрытий, установление зависимостей изменения физико-механических и эксплуатационных свойств от содержания исходных материалов и технологических параметров является весьма актуальной.

Цель данной работы: Исследование особенностей электрошлаковой наплавки покрытий, легированных сплавом Si_3N_4+$FeSi_2$+Si.

Изучение и оптимизация процессов кристаллизации, регулирования температуры расплава за счет ввода в состав наплавочных материалов, модифицирующих материал покрытий, включая повышение свойств, позволит проводить оптимизацию технологий наплавки покрытий.

Материалы и методика исследований. Электрошлаковая наплавка покрытий производилась на образцы из стали 09Г2С. В качестве модифицирующего соединения использован порошковый материал Si_3N_4+$FeSi_2$+Si, полученный СВС-синтезом. Микротвердость стальной основы (стали 09Г2С) составляла ~ 200 МПа. Микроструктуры наплавленного металла покрытий, зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла анализировали с помощью металлографических микроскопов “Axio Observer D1m” и “Neophot-32”. Измерение твердости наплавленных покрытий проводили на приборе Роквелла по ГОСТ 9013-59. Измерение микротвердости наплавленных покрытий, металла зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла проводили на микротвердомере Leika при нагрузке на индентор 1,0 Н. Микроанализ проводили на электронном микроскопе Philips SEM 515, рентгенофазовый анализ - на ДРОН 3.0. Испытания покрытий на абразивный износ

проводили о нежестко закрепленные абразивные частицы кварцевого песка (ГОСТ 23.208-79).

Результаты исследований и их обсуждение. Режим наплавки покрытия представлен I - 500 А, U - 30 В, вылет электрода - 9 мм. После наплавки средние значения твердости металла, наплавленного сплавом Si_3N_4+$FeSi_2$+Si, составили около 55 HRC, износостойкость ($К_и$) - 2,22. При наплавке материал электрода сильно перемешивается с материалом основы (сталью). Структура покрытия из сплава «пластина (Ст. 3) + сплав Si_3N_4+$FeSi_2$+ Si» представлена на рисунке 1.

Результаты испытаний абразивной износостойкости ($К_и$) наплавленного покрытия представлены на рисунке 2.

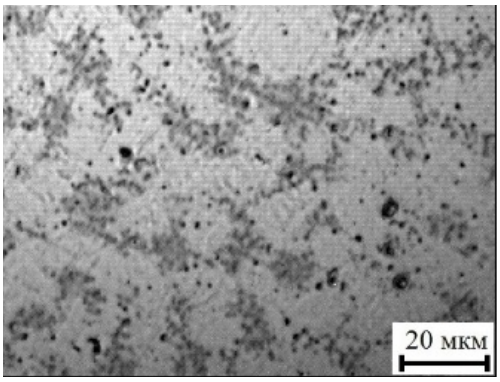


Рис. 1. Структура покрытия из сплава «пластина (Ст. 3) + сплав Si_3N_4+$FeSi_2$+ Si

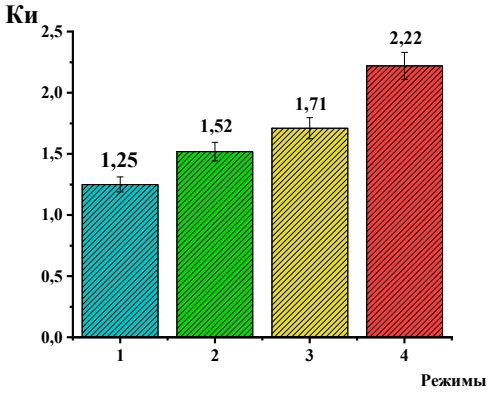


Рис. 2. Абразивная износостойкость наплавленного металла покрытия ($К_и$): 1 - Ст. 3; 2 - 09Г2С; 3 - Si_3N_4+$FeSi_2$+ Si - легирующий порошок сверху расплавляемой пластины из стали Ст. 3; 4 - Si_3N_4+$FeSi_2$+Si - легирующий порошок снизу расплавляемой пластины из стали Ст. 3

Таким образом, определение оптимального типа покрытия со сплавом с упрочняющими фазами производилось по наиболее высоким эксплуатационным свойствам (абразивной износостойкости). Упрочнение достигается путем направленного высокоэнергетического и модифицирующего влияния тугоплавких соединений на структуру, физико-механические и служебные свойства покрытий из сплавов. В процессе электрошлаковой наплавки покрытий вкрапления фаз в металлической матрице приводит к повышению физико-механических и эксплуатационных свойств получаемых материалов.

Выводы:

1. Исследовано влияние модифицирования легирующего порошка Si_3N_4+$FeSi_2$+Si при электрошлаковой наплавке на структуру и свойства покрытий, наносимых на малоуглеродистую низколегированную сталь 09Г2С.

2. Использование метода электрошлаковой наплавки покрытий, наплавленных с легирующим порошком Si_3N_4+$FeSi_2$+Si, позволяет повышать более двух раз износостойкость наплавленных покрытий на поверхность стали 09Г2С.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021 – 2023 годы, проект FWRW-2021-0003.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-173

ЧИСЛЕННО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПЕРЕОДИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

[1]Сараев Ю.Н., [2]Каманцев И.С., [2]Кузнецов А.В., [1]Григорьева А.А., [1]Семенчук В.М.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

Предложена оригинальная модель, описывающая циклическую долговечность и трещиностойкость структурно-неоднородного материала, основанная на учете деградации механических свойств и учитывающая влияние климатических факторов на материал сварного соединения. Представлены вариативные пути распространения усталостных трещин.

Вопрос моделирования и расчетов прочности и циклической долговечности сварных металлических конструкций занимает свое обособленное место в механике прочности и разрушения. На первом месте среди публикаций выходит вопрос накопления и расчета остаточных напряжений в области зоны термического влияния вблизи сварного соединения [1].

Разработан подход, позволяющий сочетать натурные экспериментальные данные с методами математического моделирования. Так, например, апробированные методы непрерывной фиксации зарождения и распространения трещиноподобных дефектов при помощи оптических и спекл-интерференционных устройств позволяют, не прерывая эксперимент, достоверно оценить размеры и скорость распространения необратимых изменений, происходящих в образце [2].

С другой стороны, применение апробированных методов расчета, основанных на теории накопления усталостной поврежденности материала, позволяют с достаточной точностью оценить остаточные свойства конструкции. Кроме этого, данные математические подходы позволяют представить поведение дефектов в зависимости от структурного состояния материала. Например, позволяют учесть вариативный характер распространения трещины в тех случаях, когда дефект идет вдоль зоны сварного соединения, а также рассмотреть возможные траектории движения непосредственно в самом сварном шве, либо рассчитать продвижение дефекта при переходе от сварного соединения в основной материал.

Суть методики состоит в объединении экспериментальных данных с идеями разрушения материала и накопления поврежденности, сформулированными В.Л. Колмогоровым. В нашем случае мы будем отталкиваться от базовой идеи накопления поврежденности материала при многоцикловой усталости [3].

Численное моделирование кинетики роста усталостной трещины в образце с концентратором в виде сварного соединения осуществлялось на первом шаге методом конечных элементов. Размер элементов выбирался таким образом, чтобы шаг дискретного подрастания усталостной трещины составлял не более 0,2 мм. Это обусловлено размером локализованной зоны пластической деформации в вершине трещины, в которой происходит деградация свойств материала и разрушение элементарного объема материала. За основной критерий принималось среднее значение напряжений на нормали к поверхности образца, на которой формируется исходная усталостная трещина глубиной 5 мм, т.е. основная расчетная зона (длина трещины из эксперимента). Критерием разрушения элементарного объема и последующего подрастания усталостной трещины служило достижение предела прочности среднего значения напряжений.

Исключительной особенностью данной методики является возможность регистрации происходящих в ходе разрушения изменений рельефа поверхности без остановки циклического нагружения. Использование в экспериментах высокочастотной резонансной испытательной машины, обеспечивающей проведение циклического нагружения при частоте 100 Гц, существенно ограничивает применение других известных подходов.

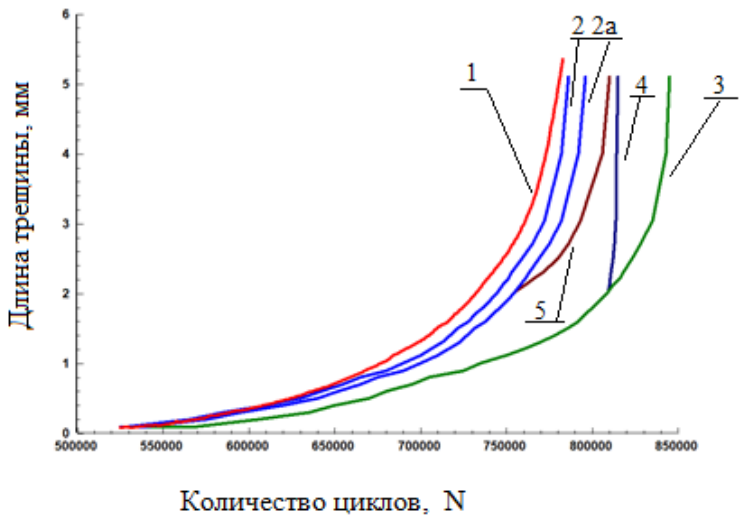


Рис. 1. Вариативные диаграммы развития трещины

На рис. 1 кривая -экспериментальные данные, 2 и 2а-расчетные кривые развития трещины в зоне термического влияния, 3- расчетная кривая развития трещины в сварном соединении, 4-ответвление при переходе трещины от шва к зоне термического влияния, 5-ответвление при переходе трещины от зоны термического влияния к зоне сварного соединения.

Предложена оригинальная модель, описывающая циклическую долговечность и трещиностойкость структурно-неоднородного материала, основанная на учете деградации механических свойств и учитывающая влияние климатических факторов на материал, соединенный методом сварки. В качестве входных параметров расчетной методики могут применяться экспериментальные данные, учитывающие закономерности развития локализованной зоны пластической деформации в вершине растущей трещины, регистрируемой методом спекл-интерферрометрии.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФПМ СО РАН на 2021 – 2023 годы, проект FWRW-2021-0003, ИМАШ УрО РАН на 2021 – 2023, проект № АААА-А18-118020790142-9. Работа выполнена в соответствии с договором о научно-техническом сотрудничестве между ИФПМ СО РАН и ИМАШ УрО РАН в 2020 – 2021 гг. Экспериментальные исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

1. Андреева А.В. Основы физикохимии и технологии композитов: Учебное пособие для вузов. – М.: ИПРЖР, 2001. – 192 с.
2. Saraev Yu. N., Bezborodov V. P., Perovskaya M. V., Semenchuk V. M. Control of structure and properties of deposited wearresistant coatings by modification of the melt of the low frequency modulation take // Proceedings of the International Conference on Advanced Materials with Hierarchical Structure for New Technologies and Reliable Structures 2019. AIP Conf. Proc. 2019. Vol. 2167. DOI: 10.1063/1.5132173
3. Колмогоров В. Л. Бурдуковский В. Г. Каманцев И. С. Прогнозирование поврежденности при многоцикловом нагружении // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. Т. 75, № 5. С. 45-47.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-174

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $(CoCrFeNi)_{94}Al_4Ti_2$, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ γ′-ФАЗЫ

Сараева А.А., Выродова А.В., Победенная З.В., Киреева И.В.,
Чумляков Ю.И., Куксгаузен Д.А.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На монокристаллах ГЦК $(CoCrFeNi)_{94}Al_4Ti_2$ (ат.%) высокоэнтропийного сплава (ВЭС), ориентированных вдоль $[\bar{1}44]$- и [001]- направлений, при деформации растяжением исследовано влияние старения при 923 К в течение 4 часов на механическое поведение, тип дислокационной структуры и механизм деформации – скольжение/двойникование. Старение монокристаллов $(CoCrFeNi)_{94}Al_4Ti_2$ ВЭС при 923 К в течение 4 часов приводит к выделению упорядоченных по типу $L1_2$ частиц γ′-фазы размером 3–5 нм.

Показано, что при выделении наноразмерных частиц γ′-фазы температурная зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}(T)$ в температурном интервале от 77 до 973 К имеет вид, как в закаленных кристаллах, характерный для ГЦК металлов и сплавов замещения при деформации скольжением и состоит из двух температурных интервалов. При T<373 К наблюдается сильная температурная зависимость $\tau_{кр}(T)$, превышающая температурную зависимость модуля сдвига G(T) (термоактивируемая τ^S компонента $\tau_{кр}$), а при T>373 К $\tau_{кр}(T)$ зависят от температуры как G(T) (атермическая τ^G компонента $\tau_{кр}$). При выделении частиц γ′-фазы: 1) $\tau_{кр}$ увеличиваются на 20–30 МПа во всем температурном интервале. 2) τ^S не изменяется, а τ^G растет и отношение τ^S/τ^G=1.05 становится меньше, чем в закаленных кристаллах, где τ^S/τ^G=1.42. Следовательно, имеет место ослабление температурной зависимости $\tau_{кр}(T)$ за счет роста $\tau^G(T)$ при выделении частиц γ′-фазы. 3) Начало пластического течения связано со скольжением и закон Боаса-Шмида - отсутствие зависимости $\tau_{кр}$ от ориентации кристалла - выполняется в температурном интервале от 77 до 973 К.

Установлено, что при выделении наноразмерных частиц γ′-фазы развивается планарная дислокационная структура с плоскими скоплениями дислокаций в широком температурном интервале от 77 до 973 К. Взаимодействие скользящих дислокаций с наноразмерными частицами γ′-фазы происходит по механизму срезания. Развитие планарной структуры в состаренных монокристаллах $(CoCrFeNi)_{94}Al_4Ti_2$ ВЭС в широком температурном интервале обусловлено разупрочнением действующей системы скольжения при срезании наноразмерных частиц γ′-фазы скользящими дислокациями. Двойникование, которое в закаленных $[\bar{1}44]$- кристаллах наблюдается после 10 % деформации при 77 К, при выделении наноразмерных частиц γ′-фазы смещается в область больших деформаций.

В монокристаллах $(CoCrFeNi)_{94}Al_4Ti_2$ ВЭС при выделении наноразмерных частиц γ′-фазы и развитии планарной структуры в температурном интервале от 77 до 973 К коэффициент деформационного упрочнения $\Theta=d\sigma/d\varepsilon$ и пластичность ε при растяжении зависят от ориентации кристалла, механизма деформации, числа действующих систем скольжения и двойникования и температуры испытания. В $[\bar{1}44]$- кристаллах при развитии деформации только скольжением преимущественно в одной системе на стадии линейного упрочнения Θ=1000 МПа при 296 К, который увеличивается до 1700 МПа при 77 К после 40 % деформации, когда одновременно со скольжением развивается двойникование. В [001]-кристаллах при развитии скольжения в нескольких системах и образования мультиполей Θ в 1.5 раза выше, чем в $[\bar{1}44]$- кристаллах. Пластичность достигает 70 и 50 %, соответственно, в $[\bar{1}44]$- и [001]- кристаллах.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-19-00217.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-175

ТРАНСФОРМАЦИОННОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПОРИСТОЙ КЕРАМИКЕ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ОСЕВОМ СЖАТИИ

Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Молчунова Л.М., Рыжова Л.Н., Кульков С.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Механические свойства пористых хрупких керамик, как правило, являются определяющими при их практическом применении. При этом общепризнано, механическое поведение таких материалов обусловлено сильно различающимися характеристиками по объему и размеру пор [1]. Известно, что керамика на основе диоксида циркония обладает уникальным трансформационным механизмом, когда тетрагональная фаза превращается в полях внутренних напряжений в моноклинную, обусловливая сочетание высоких значений прочности и вязкости разрушения [2]. Исследование фазового превращения под нагрузкой в диоксиде циркония проводят в основном на плотных образцах. При этом работ, направленных на исследование влияния объема порового пространства на фазовый состав пористых керамик на основе диоксида циркония, недостаточно. Причем неясно, как пористость влияет на трансформационное тетрагонально-моноклинное превращение под нагрузкой, хотя известно, что наличие пористости препятствует подобному превращению [3,4]. Для получения керамик на основе диоксида циркония сочетающих высокую пористость и достаточно крупный размер зерна тетрагональной фазы целесообразно использовать методы высокотемпературного спекания с добавлением порообразующих добавок.

Целью настоящей работы являлось исследование фазового состава, структуры, и особенностей поведения при деформации пористых материалов на основе диоксида циркония со сформированной развитой поровой структурой способной испытывать мартенситное превращение под нагрузкой.

Для получения пористых образцов использовали смеси исходного порошка ZrO_2-5.5вес.%Y_2O_3 и органического порообразователя (крахмал) со средним размером частиц 30 мкм в количестве 10, 25, 40, 50 и 60 об.%. После смешивания порошков с порообразователем проводили их прессование в виде цилиндрических образцов диаметром 9 мм и высотой 12 мм на гидравлическом прессе в стальной пресс-форме. Спекание образцов на воздухе проводили в воздушной печи при температуре 1500 °С с изотермической выдержкой 5 часов.

Фазовый состав керамических образцов определяли по дифрактограммам, полученным на рентгеновском дифрактометре с фильтрованным CuK_α излучением в интервале углов 2Θ 20 – 80°. Структуру образцов изучали на растровом электронном микроскопе VEGA Tescan 3 SBH. Размер зерна (d) определяли по РЭМ изображениям термически травленных полированных поверхностей образцов с использованием программы ImageJ. Механические испытания образцов на осевое сжатие проводили на универсальной испытательной машине Инстрон-1185 при скорости нагружения 0.1 mm/min с автоматической записью кривой в координатах «нагрузка – перемещение».

Исследование поровой структуры спеченной керамики показало, что поры, образованные выгоранием порообразователя, имеют форму близкую к сферической и равномерно распределены в структуре керамики. Средний размер пор незначительно увеличивался с количеством введенного в керамику порообразователя с 27,4 до 30,7 мкм. При этом среднее расстояние между порами уменьшалось с 88 ± 2 до 13 ± 2 мкм.

Пористость образцов без порообразователя составила 4%. С увеличением количества введенного порообразователя пористость образцов линейно увеличивалась с 7 %, для образцов с 10% введенного порообразователя, до 40% для образцов с 60 об.% порообразователя. При исследовании среднего размера зерна диоксида циркония ($<d_{зерна}>$) в образцах с разной пористостью было обнаружено, что $<d_{зерна}>$ незначительно увеличивается с 0,75 мкм в керамике с пористостью 4% до 0,89 мкм в керамике с пористостью 40%. Причем увеличение среднего размера зерна обусловлено повышенным содержанием более крупных

зерен по границам пор.

Предел прочности при сжатии уменьшался с увеличением пористости с 2570 до 210 МПа по экспоненциальной зависимости с высоким коэффициентом корреляции. Эффективный модуль упругости, рассчитанный по прямолинейному участку кривых нагружения, снижался с увеличением пористости от 100 ГПа, в образцах с низкой пористостью (без порообразователя) до 15 ГПа, в образцах с пористостью 40 % (60% порообразователя).

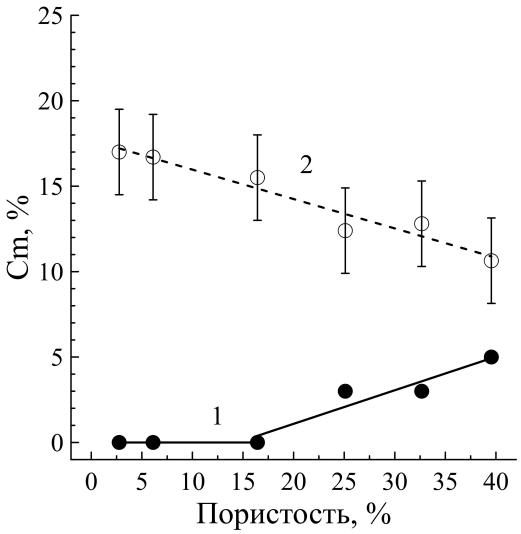


Рис. 1. Изменение количества моноклинной фазы (Cm) в образцах ZrO_2-5.5вес.%Y_2O_3 в зависимости от пористости: спеченном состоянии (кривая 1); на изломе после испытаний на осевое сжатие (кривая 2)

На основании рентгенофазового анализа установлено, что после спекания керамика в диапазоне пористости 4 – 17 % находилась в двухфазном кубическом + тетрагональном (*c* + *t*) состоянии. Причем количество кубической фазы во всех образцах составляло 18 – 20 %, что хорошо согласуется с [5], и не зависело от пористости. С увеличением пористости выше 25% наблюдалось появление моноклинной фазы, количество которой изменялось с ростом пористости с 3 до 5 %, рис. 1, кривая 1.

После испытаний на сжатие в образцах керамики на поверхности разрушения регистрировали либо появление, либо увеличение содержания моноклинной фазы (рис. 1, кривая 2) вследствие мартенситного превращения из тетрагональной фазы в моноклинную под действием нагрузки. При этом видно, что доля превращённой тетрагональной фазы в моноклинную при фиксированном среднем размере зерна уменьшается с ростом пористости.

Таким образом, увеличение объёма пор в диоксиде циркония приводит к образованию свободных поверхностей, что сопровождается уменьшением локальных напряжений на границах типа «пора-зерно» и обусловливает увеличение критического размера зерен тетрагональной фазы, при достижении которого происходит самопроизвольное превращение из тетрагональной фазы в моноклинную при охлаждении от температуры спекания. Происходящее трансформационное превращение из тетрагональной в моноклинную фазу в полученной пористой керамике под нагрузкой, должно способствовать повышению вязкости разрушения материала, а также надежности и живучести (долговечности) в условиях, например, мало- и много-цикловой усталости.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005.

1. Meille S., Lombardi M., Chevalier J., Montanaro L. Mechanical properties of porous ceramics in compression: On the transition between elastic, brittle, and cellular behavior // European Ceramic Society. 2012. Vol. 32. P. 3959–3967.
2. Evans A. G. and Cannon R. M. Toughening of brittle solids by martensitic transformations // Acta metall. 1986. Vol. 34, No. 5, P. 761-800.
3. Gain A.K., Song H.Y., Lee B.T. Microstructure and mechanical properties of porous yttria stabilized zirconia ceramic using poly methyl methacrylate powder // Scripta Materialia. 2006. Vol. 504 P. 2081-2085
4. Alao A.-R. A., Yin L. Assessment of elasticity, plasticity and resistance to machining-induced damage of porous pre-sintered zirconia using nanoindentation techniques // Materials Science & Technology. 2016. Vol. 32 P. 402–410.
5. Eichler J., Rödel J., Eisele U, et al. Effect of grain size on mechanical properties of submicrometer 3Y-TZP: fracture strength and hydrothermal degradation // J. Am Ceram Soc. 2007. Vol. 90. P. 2830–2836.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-176

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ КАЛЬЦИЙФОСФАТНОГО ПОКРЫТИЯ НА СПЛАВЕ Mg0.8Ca

[1]Седельникова М.Б., [1]Иванов К.В., [2]Угодчикова А.В., [3]Шаркеев Ю.П., [1]Толкачева Т.В., [4]Шмидт Д.

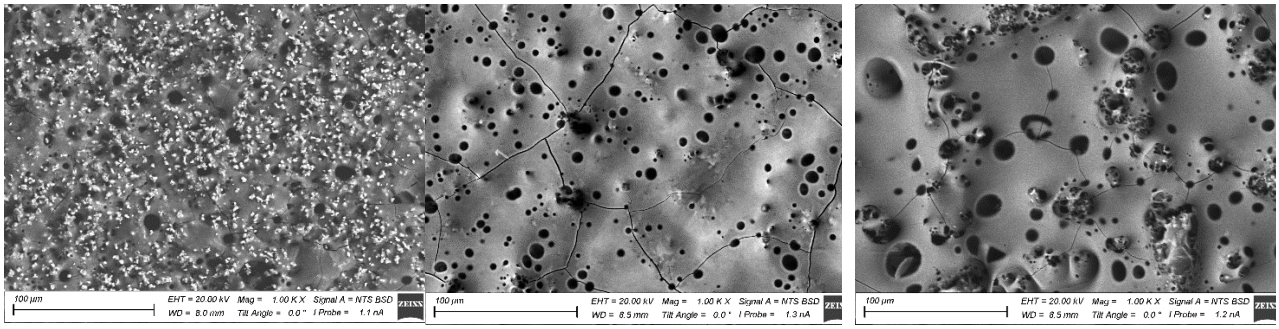
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Троицкий институт инновационных и термоядерных исследований, Троицк
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[4]Innovent Technology Development, Jena

В настоящее время биорезорбируемые сплавы на основе магния успешно используются в качестве материалов для создания имплантатов для костно-мышечной фиксации, применяемых при заживлении переломов костей [1], краткосрочных опорных конструкций (стентов) для борьбы с ишемической болезнью сердца и периферических артерий [2]. Уникальным преимуществом магниевых сплавов является их способность постепенно растворяться в организме человека, при этом исключается необходимость вторичной операции по удалению устаревшего имплантата [3]. Однако, слишком быстрая биодеградация магния и его сплавов в биологических средах ограничивает применение магниевых имплантатов, особенно в областях с обильным потоком биологических жидкостей и/или высокой механической нагрузкой [2]. Решением данной проблемы является модификация поверхности имплантатов путем создания защитного антикоррозионного покрытия [2,3]. Наиболее перспективными для создания биоактивных покрытий являются ортофосфаты кальция, такие как гидроксиапатит (ГА), трикальцийфосфат (ТКФ), брушит монетит [3]. Важной проблемой использования имплантатов с покрытиями является обеспечение их механической прочности и структурной стабильности в период растворения [1,2]. Одним из возможных путей решения данной проблемы является изменение структуры и фазового состава в поверхностном слое КФ покрытия с помощью импульсного электронного облучения (ИЭО) [4,5]. Данный вид физического воздействия применяется для упрочнения твердых сплавов инструментального назначения, для структурно-фазового модифицирования поверхностных слоев металлокерамических сплавов [4], для улучшения механических свойств полимерных фольг, используемых в космических аппаратах [5]. В результате ИЭО происходит сверхбыстрый нагрев и плавление поверхностного слоя. Варьирование режимов облучения осуществляется изменением плотности энергии электронного пучка, длительности и частоты импульсов, а также количества импульсов [4,5].

Целью данной работы было исследование влияния ИЭО в плазме инертного газа на изменение морфологии поверхности и структурно фазового состояния поверхностного слоя КФ покрытия, сформированного на сплаве Mg0,8Ca методом микродугового оксидирования (МДО). В качестве образцов для проведения экспериментов использовали металлические пластинки размером 10×10×1 мм^3 из сплава Mg0,8Ca. В состав электролита для получения покрытий методом МДО входили следующие компоненты: β-$Ca_3(PO_4)_2$ (β-ТКФ), NaOH, NaF. Нанесение покрытий осуществлялось на установке «Micro Arc 3.0 System» в ИФПМ СО РАН, в анодном потенциостатическом режиме, при использовании следующих параметров: длительность импульса – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц, величина импульсного напряжения – 400 В, длительность процесса – 5 мин. В результате на поверхности сплава Mg0,8Ca методом МДО сформированы пористые КФ покрытия с толщиной, шероховатостью и пористостью равными 45 мкм, 3,8 мкм и 20 %, соответственно. ИЭО образцов КФ покрытий на магниевом сплаве проводилось на установке РИТМ-ИЗ. Энергия электронов составляла 30 кэВ, длительность импульса - 2 – 4 мкс, плотность энергии электронного пучка – 5 и 10 Дж/см^2, частота импульсов - 0,2 с$^{-1}$, количество импульсов – 10.

Исследование морфологии поверхности покрытий, выполненное с помощью

растрового электронного микроскопа (Carl Zeiss LEO EVO 50, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск), показало, что покрытия в исходном не модифицированном состоянии имеют пористую структуру. Частицы β-ТКФ изометричной формы, диаметром 3–5 мкм равномерно распределены по поверхности покрытия (рис. 1а). На поверхности покрытий, подвергнутых ИЭО с плотностью энергии 5 Дж/см^2 наблюдаются следы от частиц β-ТКФ (светлые пятна на рис. 1б). Кроме того, увеличиваются размеры пор и их количество. При повышении плотности энергии до 10 Дж/см^2 поверхность КФ покрытия полностью оплавляется, происходит растворение частиц β-ТКФ в поверхностном слое (рис. 1в).



а б в

Рис. 1. РЭМ-изображения поверхности КФ МДО-покрытия на сплаве Mg0,8Ca, нанесенного при напряжении процесса 400 В (а), и подвергнутого ИЭО с плотностью энергии 5 Дж/см^2 (б) и 10 Дж/см^2 (в); увеличение ×1000

Фазовый состав покрытий определяли методом рентгенофазового анализа с использованием CoKα-излучения (ДРОН-07, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск). Установлено, что в покрытии, нанесенном при напряжении 400 В, присутствуют следующие кристаллические фазы: β,α-ТКФ, $Mg_3(PO_4)_2$, ГА. Кроме того, наличие гало на рентгенограмме в области углов 10–45 град свидетельствует о присутствии аморфной фазы в покрытии. Под действием ИЭО структура покрытия менялась с аморфно-кристаллической на аморфную, так как основные рефлексы кристаллических фаз на рентгенограммах модифицированного покрытия становились меньше и полностью исчезали. Таким образом, установлено, что в результате воздействия ИЭО на поверхностный слой КФ покрытия происходит его оплавление и полная аморфизация структуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН номер FWRW-2021-0007.

1. R.B. Heimann, Magnesium alloys for biomedical application: Advanced corrosion control through surface coating, Surf. Coat. Tech. 405 (2021) 126521 https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126521.
2. Q. Tian, J. Lin, L.R. Castaneda, et al. Nano-to-submicron hydroxyapatite coatings for magnesium-based bioresorbable implants – deposition, characterization, degradation, mechanical properties and cytocompatibility. Sci. Rep. (2019) 9:810, DOI:10.1038/s41598-018-37123-3.
3. M.B. Sedelnikova, E.G. Komarova, Y.P. Sharkeev, et al. Characterization of the Micro-Arc Coatings Contained β-Tricalcium Phosphate Particles on Mg-0.8Ca Alloy, Metals 2018, 8(4), 238; doi:10.3390/met8040238.
4. Bao-Hai Yu, V. E. Ovcharenko, K.V. Ivanov, A. A. Mokhovikov, Yan-Hui Zhao. Effect of Surface Layer Structural-Phase Modification on Tribological and Strength Properties of a TiC–(Ni–Cr) Metal Ceramic Alloy, Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.) 31 (2018) 547–551, https://doi.org/10.1007/s40195-017-0648-6.
5. M.J. Pfeifenberger, G. Milassin, A. Hohenwarter, et al. Electron irradiation effects on strength and ductility of polymer foils studied by femtosecond laser-processed micro-tensile specimens, Materials 12 (2019) 1468, doi:10.3390/ma12091468.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-177

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСТЕОИНДУКТИВНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ

Сенькина Е.И., Феклина Т.Н., Булдаков М.А., Кульков С.Н.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Известно [1], что биорезорбируемая керамика после имплантации и контакта с биологическими жидкостями выделяет химические элементы, что способствует остеоинтеграции. Для стабильных или биоинертных керамик данный механизм репаративной регенерации не работает, поэтому важен вопрос о модификации их поверхностей с целью улучшения процесса остеоинтеграции керамического имплантата с окружающей костной тканью.

Способы включают в себя различные модификации поверхности, одним из которых является плазменная обработка. Данный способ можно отнести к методам «зеленой химии», вследствие того, что он лишен жидкой фазы в виде опасных химических веществ. Благодаря возможности варьирования параметров можно добиться большого разнообразия полученных результатов и таким образом провести поверхностную обработку образца, не прибегая к грубым режимам травления и не запуская деструкцию его внутренней структуры, сохранив при этом долговечность и прочностные свойства.

В работе изучен диоксид циркония, стабилизированный иттрием после обработки низкотемпературной высокочастотной плазмой. Использовали мезенхимальные стволовые клетки (МСК), полученные из жировой ткани человека. Культивирование клеток проводили в 24-х луночном планшете в питательной среде DMEM/F12 с 10% инактивированной эмбриональной телячьей сывороткой и антибиотиками. Индкуторы остеогенеза в питательную среду не добавлялись, поскольку была поставлена задача определить могут ли сами скаффолды направлять дифференцировку клеток в остеогенном направлении.

Дифференцировку МСК в остеогенном направлении определяли иммунофлуоресцентным и иммуноцитохимическим методами. Методом иммунофлуоресценции определяли наличие в цитоплазме клеток белков RUNX и ASTERX, которые синтезируются при дифференцировке клеток в остеогенном направлении. Образцы с клеточным материалом фиксировали через 14 суток после посева. Масштабного окрашивания белков не было обнаружено. Замечены лишь единичные случаи окрашивания на образцах с 15% пористостью (рис. 1). Таким образом, обработка образцов плазмой влияет на процесс дифференцировки клеток в остеогенном направлении.

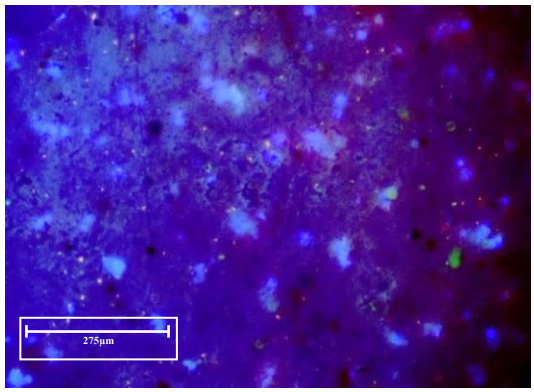


Рис. 1. Образец ZrO_2 с 15% пористостью, обработанный плазмой

Иммуноцитохимическое окрашивание проводили с ализариновым красным. Окрашивание выполняли на 21 сутки после посева клеток (рис. 2). Полученные данные указывают, что происходит дифференцировка. На фото видны вкрапленияжелтого цвета. Поскольку скаффолды перед непосредственным посевом клеток были обработаны плазмой,

то это указывает на то, что образцы обладают остеогенными свойствами. Поэтому можно предположить, что плазма наделяет циркониевую керамику остеогенными свойствами.

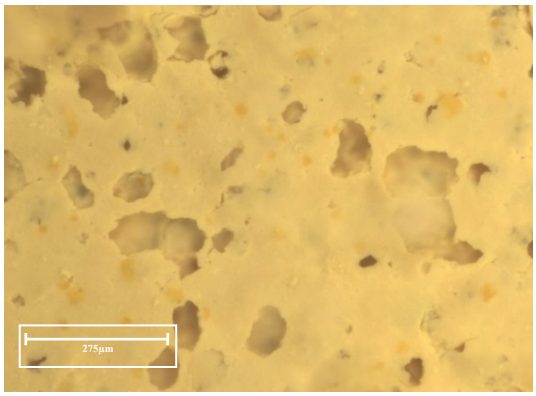


Рис. 2. Образец ZrO_2 с 50% пористостью, обработанный плазмой

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0005.

1. Баринов С.М. Керамические и композиционные материалы на основе фосфатов кальция для медицины // Успехи химии. 2010. Т. 79, № 1. С. 15–32.
2. Кирилова И.А., Садовой М.А., Подорожная В.Т., Буякова С.П., Кульков С.Н. Керамические и костно-керамические имплантаты: перспективные направления // Хирургия позвоночника. 2013. № 4. С. 52–62.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-178

ОПТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ С НАНОКОМПОЗИТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ НА ОСНОВЕ Al-Si-N

[1]Сергеев В.П., [2]Стужук В.В., [1]Овчинников С.В., [1]Калашников М.П., [1]Сергеев О.В., [1]Нейфельд В.В., [1]Параев Ю.Н.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]ПАО «Ракетно-космическая корпорация «Энергия», Королёв

Активное исследование космоса и совершенствование космических аппаратов (КА), способных работать в экстремальных условиях длительное время, требует развития новых технологий производства материалов. Ударное воздействие высокоскоростных метеороидов и микрочастиц космического мусора является одним из серьезных факторов, способных вызывать локальные разрушения конструкции КА [1]. Оптические элементы КА страдают от этого в наибольшей степени. Одним из способов решения этой проблемы может быть осаждение на них упрочняющих покрытий, которые имеют достаточно хорошую прозрачность в видимой области спектра и высокий уровень механических свойств [2]. Цель этой работы состоит в том, чтобы изучить влияние прозрачных нанокомпозитных покрытий на основе системы Al-Si-N [3], которые осаждаются в разном структурно-фазовом состоянии с высокой адгезией на поверхность дисков из кварцевого стекла с помощью импульсного магнетронного распыления композиционных мишеней, на их оптические и механические свойства.

Определение прочности стекол на центросимметричный изгиб выполняли на деформационной машине Instron-3369 методом воздействия двух коаксиальных колец для малых испытуемых площадей поверхности по ГОСТ 32281.5-2013. Образцы представляли собой диски из стекла марки КВ диаметром 66 мм и толщиной 6 мм. Испытание проводилось при температуре ~20°С и относительной влажности ~50%.

Кривая деформации стеклянного образца показана рис. 1. Прочность на изгиб σ_b, связанная с максимальной нагрузкой F_{max}, рассчитывается по ГОСТ 32281.1-2013. В табл. 1 представлены экспериментально полученные значения σ_b образцов из стекла КВ без покрытий и с нанесенными покрытиями на основе системы Al-Si-N. Покрытия наносили на вакуумной установке УВН-05МД «КВАНТ» методом импульсного магнетронного распыления композиционной мишени на основе алюминия и кремния по режиму, описанному в [3]. Питание магнетрона осуществлялось от импульсного источника тока с частотой повторения импульсов до 50 кГц и скважностью 80 %. Мощность магнетрона при распылении мишени в реактивной газовой смеси азота и аргона составляла 1,2 кВт. Отношение парциальных давлений азота к аргону в камере было 1:3. Температура подложек в процессе осаждения покрытий поддерживалась 300 ± 10 °С. Средняя толщина осаждаемых покрытий составляла 3,0 ± 0,15 мкм. Непосредственно перед процессом нанесения покрытия поверхность образцов кварцевого стекла подвергали ультразвуковой очистке в ванне с обезвоженным этиловым спиртом с последующей интенсивной сушкой в струе горячего воздуха. При механических испытаниях образцы с односторонним покрытием помещались в нагружающее устройство книзу стороной, на которую было нанесено покрытие. Эта сторона при деформировании изгибом находится под действием напряжения растяжения. Согласно данным табл. 1 магнетронное осаждение покрытия Al-Si-N приводит к повышению предела прочности σ_b образцов стекла КВ при испытаниях деформированием по схеме центросимметричного изгиба. При этом двухстороннее нанесение покрытия на стекла приводит к более значимому повышению величины σ_b в ~1,5 раза по сравнению с односторонним в ~1,3 раза.

Измерение микротвердости покрытия H_m с помощью твердомера DM-8 (AFFRI) при нагрузке 98 мН показывает, что для покрытий значение H_m = 29,0 ± 2,4 ГПа, тогда как стекло КВ имеет величину H_m = 9,6 ± 0,9 ГПа. Поскольку прочность и твердость материала связаны пропорциональной зависимостью, то, по-видимому, наблюдаемое повышение прочности

стекол обусловлено поверхностным упрочнением их за счет осаждения высокотвердых покрытий Al-Si-N в качестве упрочняющих внешних слоев. Так как величина адгезии F_a их к стеклянной подложке высока (по данным измерений на приборе Revetest-RST $F_a = 16{,}2 \pm 1{,}2$ Н), то вследствие значительно более высокой прочности они оказывают достаточно существенное сопротивление деформации зажатого между ними стеклянного образца, что проявляется как повышение предела прочности двух- и трехслойной системы «образец-покрытие».

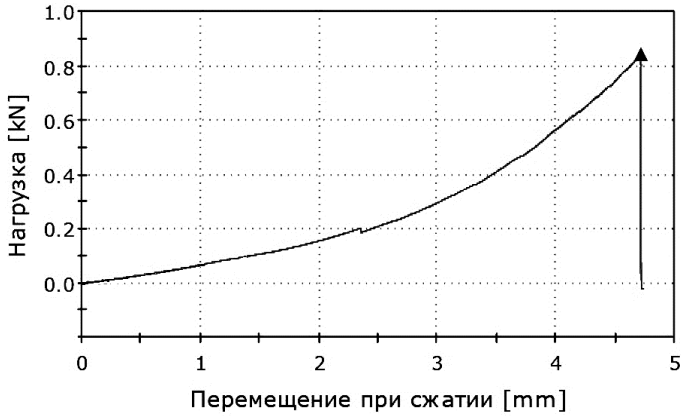


Рис. 1. Типичная кривая деформации образца стекла КВ, полученная на машине Instron 3369 с нагружающим устройством R30 по ГОСТ 32281.1-2013

Таблица 1. Средние значения коэффициента пропускания T видимого света в интервале 400-780 мкм, микротвердости H_m и предела прочности σ_b образцов стекла КВ без покрытия и с покрытием

Нанесенное покрытие	T	H_m, ГПа	σ_b, МПа
Без покрытия	0,91	9,6 ± 0,9	70,0 ± 4,3
AlSiN (с одной стороны)	0,87	27,1 ± 2,7	91,1 ± 4,7
AlSiN (с двух сторон)	0,82	29,0 ± 2,4	105,2 ± 6,9

Измерение спектров пропускания видимого света и расчет коэффициента прозрачности показывает (табл. 1), что в области длин волн видимого света в интервале 400-780 мкм его среднее значение при нанесении указанных выше покрытий понижается, но остается в пределах допустимых техническими условиями значений.

Таким образом, в работе изучено влияние прозрачных в видимой области спектра нанокомпозитных покрытий на основе системы Al-Si-N, осаждаемых на поверхность кварцевых стекол марки КВ с высокой адгезией с помощью импульсного магнетронного распыления, на их оптические и механические свойства. Полученные покрытия имеют высокую твердость ~30 ГПа и адгезию к стеклу более 16 Н. Двухстороннее нанесение покрытий на стеклянные диски повышает σ_b более значимо в ~1,5 раза по сравнению с односторонним, которое увеличивает σ_b в ~1,3 раза.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

1. Nagy K., Christiansen E., Lear D., Davis B.A. ISS Russian window HVI test series (Ver.8), Phase 1: Stressed and unstressed soda lime glass. NASA/JSC, 28 April 2010, 15 p.
2. Sergeev V., Psakhie S., Chubik P., et al. Magnetron sputtering of Si-Al-N nanocomposite coatings on quartz glasses for protection against impacts of high speed microparticles// Vacuum. 2017, V.143, P. 454 – 457.
3. Божко И.А., Сунгатулина Е.В., Калашников М.П. и др. Исследование стойкости стекол К-208 с оптически прозрачными нанокомпозитными покрытиями Al-Si-N к ударному воздействию высокоскоростных микрочастиц // Известия высших учебных заведений. Физика. 2019, Т. 62, № 3(735), С. 9 – 14.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-179

СИНТЕЗ МАТЕРИАЛОВ С ВЫРАЖЕННОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФИЛЬТРАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ В ГЕОМЕХАНИКЕ

Сердюков С.В., Рыбалкин Л.А., Шилова Т.В.
Институт горного дела им. Н.А. Чинакала СО РАН, Новосибирск

Предлагаемая технология изготовления материалов с выраженной анизотропией механических и фильтрационных свойств предназначена для физического моделирования слоисто-неоднородных породных массивов, содержащие трещиноватые пласты и включения. Анизотропные участки модели создают путем послойной заливки тонкодисперсных материалов с обработкой после затвердевания поверхности каждого слоя гидрофобным аэрозолем, например, компонентом Topcoat состава Rust-Oleum (NeverWet, США). Покрытие наносят в один- или несколько приемов через трафареты с заданной геометрией и расположением обрабатываемых участков [1], что позволяет синтезировать слоисто-неоднородные трещиноватые среды с регулярной внутренней структурой. Аэрозоль образует на поверхности пор, расположенных у границ раздела слоев, водоотталкивающее покрытие, которое уменьшает диаметр пор, сохраняя их газопроницаемость. Это обеспечивает возможность фильтрации газа в направлении ортогональном слоистости. Гидрофобные участки препятствуют сцеплению между прослойками, формируя на границах раздела тонкие трещины.

Испытания образцов синтезированных трещиноватых материалов проведены в условиях одноосного и объемного сжатий, а также по схеме бразильского теста. На рис. 1 и 2 приведены фотографии демонстрирующие особенности разрушения образцов, выбуренных вдоль и поперек слоистости трещиноватого синтетического материала, при одноосном (рис. 1) и объемном (рис. 2) нагружениях.



а б в

Рис. 1. Фотографии образцов трещиноватого синтетического материала после одноосных испытаний на сжатие вдоль (а) и поперек (б) слоистости, на растяжение по бразильской схеме (в)



а б

Рис. 2. Фотографии испытаний на объемное сжатие образцов трещиноватого синтетического материала выбуренных вдоль (а) и поперек (б) слоистости

Из представленных фотографий видно, что при одноосном сжатии образца, выбуренного вдоль слоистости, происходит его расслаивание по границам раздела слоев (рис. 1а). При выбуривании образца поперек слоистости и нагружении по схеме бразильского теста наблюдается дискование (рис. 1в). Такое поведение характерно для пород

с выраженной доминантной системой трещин, например, сланцев и углей, моделирование гидроразрыва которых представляет значительный интерес для тестирования и развития технологий интенсификации извлечения метана. Сводные результаты механических испытаний образцов синтезированной слоисто-неоднородного трещиноватого материала на одноосное сжатие приведены в табл. 1. Отношение модулей упругости вдоль и поперек слоистости равно 1.28, что лежит в диапазоне значений коэффициента анизотропии упругости большинства слоистых горных пород (1.1-2.0).

Таблица 1. Результаты механических испытаний синтезированного материала

Тип образца	Одноосное сжатие		Одноосное растяжение (бразильский тест)			Объемное сжатие		
	Предел прочности, МПа	Модуль упругости, ГПа	Предел прочности, МПа	Сцепление, МПа	Угол внутр. трения, град	Предел прочности, МПа	Модуль упругости, ГПа	Коэф. Пуассона
вдоль слоистости	12.1	0.948	3.2	3.3	36.5	47.8	2.298	0.066
поперек слоистости	12.0	0.742	4.7	3.9	26.2	44.6	0.644	0.102

На рис. 3 показаны зависимость анизотропной газопроницаемости синтезированной среды от всестороннего сжатия образцов, построенные по результатам фильтрационных тестов, выполненных на лабораторной установке и по методике, описанным в работе [2].

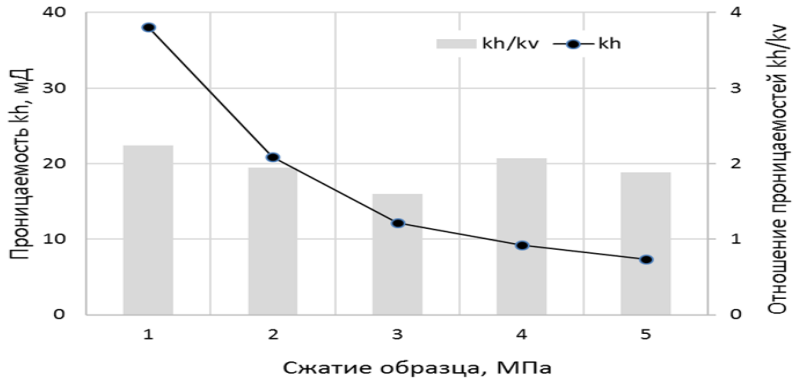


Рис. 3. Зависимости от объемного гидростатического сжатия коэффициента проницаемости синтезированного материала вдоль слоистости (kh) и его отношения к коэффициенту проницаемости поперек слоев (kv) при градиенте давления фильтрации 3-6 МПа/м

Получено, что отношение проницаемостей вдоль и поперек слоистости тестируемой модели в исследованном диапазоне нагрузок 1-5 МПа составляет 1.59-2.34. Это близко к свойствам слоистых песчаников, для которых этот показатель при гидростатическом сжатии 5 МПа равен 1.75 [3]. Таким образом, разработанная технология изготовления физических моделей обеспечивает получение сред, механические и фильтрационные свойства которых соответствуют слоисто-неоднородным трещиноватым породам.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №20-17-00087).

1. Сердюков С.В., Рыбалкин Л.А., Дробчик А.Н., Патутин А.В., Шилова Т.В. Лабораторный стенд для моделирования гидравлического разрыва массива трещиноватых пород // ФТПРПИ. – 2020. - №6. – С. 193-201.
2. Сердюков С.В., Шилова Т.В., Дробчик А.Н. Лабораторная установка и методика определения газопроницаемости горных пород // ФТПРПИ. – 2017. - №5. – С. 172-180.
3. Рассохин С.Г. Анизотропия фильтрационных свойств горных пород и ее влияние на относительные фазовые проницаемости // Геология нефти и газа. – 2013. - №3. - С.53-56.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-180

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Ti-6Al-4V/TiB_2 МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Синякова Е.А., Мартынов С.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время наблюдается громадный интерес к изготовлению металлических матричных композитов Ti-6Al-4V/TiB_2 методами аддитивных технологий, позволяющими создавать объемные изделия сложной формы по трехмерной компьютерной модели путем послойного нанесения материала. Наиболее распространенным методом 3D печати композитов Ti-6Al-4V/TiB_2 является метод лазерного сплавления порошков титанового сплава Ti-6Al-4V и порошков TiB_2. Для изготовления крупногабаритных изделий более перспективным является метод электронно-лучевого сплавления диборидных порошков и титановой проволоки, преимуществом которого является высокая скорость послойного выращивания, что существенно снижает себестоимость процесса 3D печати металлических матричных композитов. Однако при использовании электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии существует проблема контролируемой подачи порошковой смести в ванну расплава. В связи с этим актуальной задачей является разработка технологии одновременного электронно-лучевого сплавления диборидных порошков и титановой проволоки, обеспечивающей получение металлических матричных композитов с заданной микроструктурой и высокими механическими свойствами. В настоящей работе изучено влияние добавления частиц TiB_2 в ванну расплава на особенности формирования микроструктуры и механические свойства композита Ti-6Al-4V/TiB_2, полученного методом электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии.

Получение 3D-напечатанных металлических матричных композитов Ti-6Al-4V/TiB_2 осуществлялось путем электронно-лучевого плавления проволоки из титанового сплава Ti-6Al-4V с добавлением в ванну расплава 1 об.% частиц TiB_2. Процесс 3D печати проводили на установке 6E400, оснащенной электронной пушкой с плазменным катодом («Тэта», г. Томск). Микроструктуру композита Ti-6Al-4V/TiB_2 исследовали на оптическом микроскопе ZEISS AXIOVERT 40 MAT и сканирующем электронном микроскопе LEO EVO 50. Микротвердость измеряли на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 50 г. Одноосное статическое растяжение металлических матричных композитов Ti-6Al-4V/TiB_2 проводили на испытательной машине INSTRON 5582 при комнатной температуре со скоростью нагружения 0,3 мм/мин.

Показано, что при введении частиц TiB_2 в ванну расплава в процессе электронно-лучевого плавления проволоки Ti-6Al-4V, происходит формирование столбчатых первичных зерен β фазы титана, внутри которых наблюдается пластинчатая α фаза титана. Размер первичных β зерен существенно снижается по сравнению с образцами без добавления диборида. В процессе плавления титан реагирует с TiB_2 с образованием частиц TiB. Данные частицы имеют преимущественно неравноосную форму и расположены как внутри, так и по границам первичных бета зерен. Средний размер частиц составляет 2 мкм. Кроме того, наблюдаются частицы TiB в виде нитевидных кристаллов (игл). Длина кристаллов TiB многократно превышает их поперечные размеры.

Установлено, что микротвердость композита Ti-6Al-4V/TiB_2 составляет 6.4 ГПа. Испытание на одноосное статическое растяжение показали, что добавление частиц диборида обусловливает увеличение как предела текучести, так и предела прочности. При этом пластичность металлических матричных композитов Ti-6Al-4V/TiB_2 остается достаточно высокой.

Работа выполнена при поддержке Проекта РНФ 21-79-10343.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-181

ПОСТОБРАБОТКА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ

Синякова Е.А., Мартынов С.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Электронно-лучевая сварка – это высокоэффективный процесс вакуумной сварки, который может обеспечить точный и чистый сварной шов с минимальным нагревом основного металла. Кроме того, вакуумная среда позволяет избежать окисления металла, что делает его идеальным для соединения титановых сплавов. В процессе электронно-лучевой сварки формируется различная микроструктура в основном металле и зоне плавления, что в конечном итоге приводит к несоответствию механических свойств в различных областях сварного соединения, особенно при сварке толстолистового титанового сплава. Таким образом, для сварного соединения необходимо проведение постобработки. Применяемыми в настоящее время способами постобработки сварных соединений являются ультразвуковая ударная обработка и термическая обработка. В данной работе изучено влияние комбинированной ультразвуковой ударной обработки и термического нагрева на микроструктуру и механические свойства сварного соединения титанового сплава TI-6AL-4V, полученного методом вакуумной электронно-лучевой сварки.

Электронно-лучевая сварка проводилась на установке 6Е400, оснащенной электронной пушкой с плазменным катодом («Тэта», г. Томск). Электронно-лучевую сварку титановых пластин толщиной 10 мм проводили при ускоряющем напряжении 30 кВ и токе пучка 105 мА. Скорость сварки составляла 2000 мм/мин. Ультразвуковую ударную обработку в режиме электродугового прогрева титанового сплава Ti-6Al-4V проводили на установке И-4/1-2.0 путем возбуждения в обрабатывающем инструменте (индентор) ультразвуковых колебаний. Амплитуда и частота колебаний рабочей поверхности волновода составляли 15 мкм и 23 кГц, соответственно. Скорость сканирования индентора по поверхности пластины при ультразвуковой обработке составляла по оси x–1.7 мм/с, по оси y–4.4 мм/с, шаг сканирования ~ 0,1 мкм. Нагрузка на индентор составляла 27 кг. Индентор был изготовлен из титанового сплава Ti-6Al-4V. Чтобы объединить ультразвуковую ударную обработку и электродуговой прогрев образец из титанового сплава и индентор были подключены к источнику тока в качестве анода и катода, соответственно. Воздействие током проводили в импульсном режиме с частотой тока 600 Гц, длительностью импульса 25 мкс и силой тока 850 А. Для исследования структуры поперечное сечение образцов со сварным швом до и после постобработки подвергали шлифовке и полировке и последующему травлению раствором Кролла (92 % H2O + 6 % HNO3 + 2 % HF). Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе ZEISS AXIOVERT 40 MAT и сканирующем электронном микроскопе LEO EVO 50. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 с использованием Cu-Kα излучения. Микротвердость измеряли на твердомере ПМТ-3 при нагрузке 50 г.

Методами оптической и растровой электронной микроскопии исследованы закономерности формирования микроструктуры сворного шва и ее изменение в результате ультразвуковой ударной обработки в режиме электродугового прогрева. Рентгеноструктурный анализ показал, что ультразвуковая обработка обусловливает снижение остаточных напряжений, формирующихся в сварном шве. Значение микротвердости оказывается максимальным в зоне термического влияния и снижается после проведения ультразвуковой ударной обработки в режиме электродугового прогрева.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект номер FWRW-2021-0010.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-182

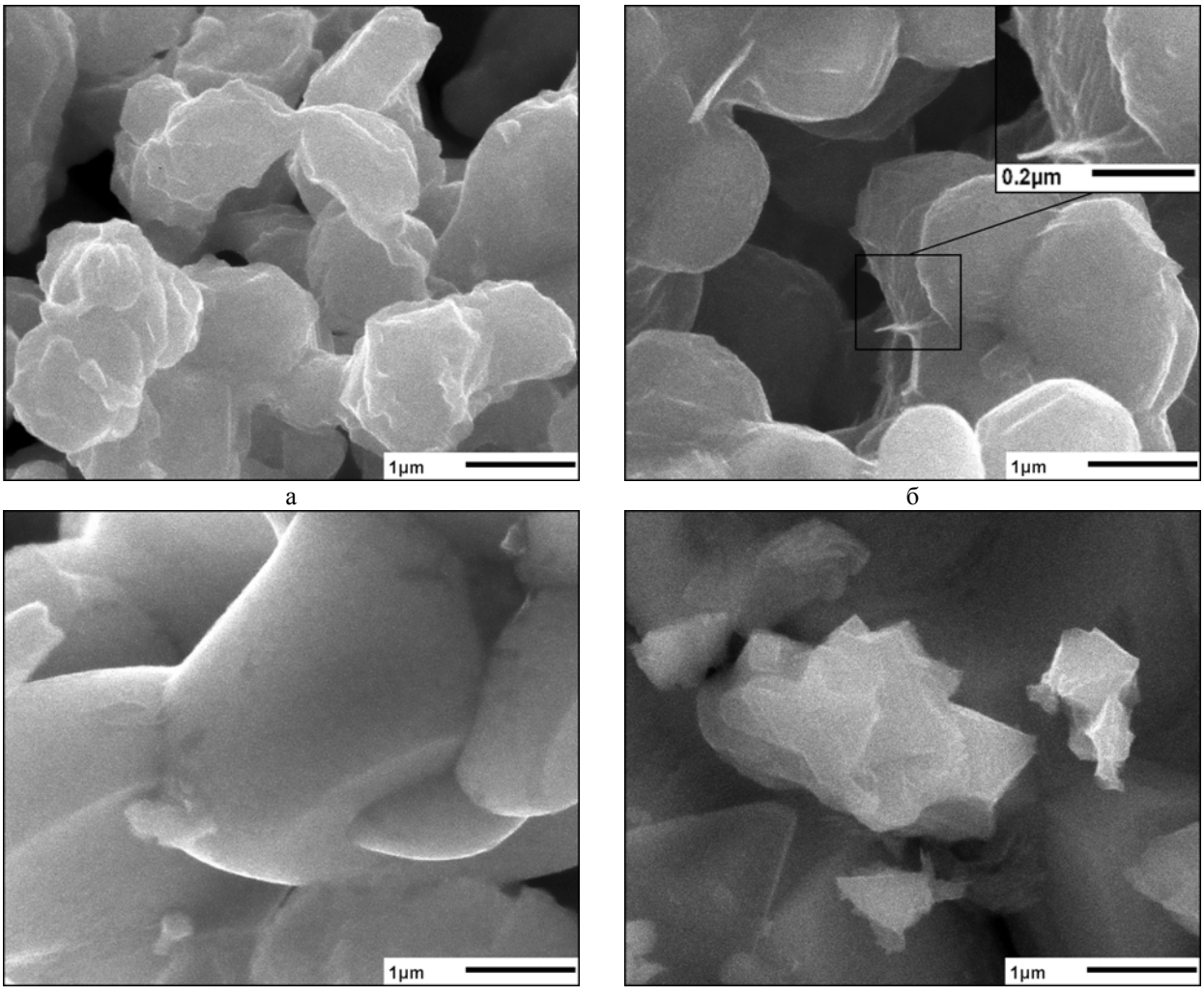
ВЛИЯНИЕ ИОНОВ ЛИТИЯ НА ГАЗОВУЮ СЕЛЕКТИВНОСТЬ СЛОЕВ ОКСИДОВ КОБАЛЬТА

Стенькин Ю.А., Соколов Д.В., Ивлев К.Е.
Омский научный центр СО РАН, Омск

Методом термического разложения смеси растворов нитратов кобальта (II) и лития при температуре 960°C получены композиты состава Li_2O/Co_xO_y с соотношением окислов лития и кобальта 1:4, 1:1 и 3:2, соответственно, по весу исходных нитратов. При соотношениях 1:1 композиты проявляют селективность к формальдегиду (HCHO), при соотношении 3:2 – к диоксиду азота (NO_2). В таблице представлены результаты исследования отклика к газам для исходного оксида кобальта и легированного ионами лития. Газовый отклик был определен как относительное изменение проводимости слоя при экспозиции в газе с концентрацией 800 ppm. На рисунке 1 представлены СЭМ изображения полученных композитов.

Таблица 1. Значения газового отклика слоев при 22 °C

Образец	Аналит							
	H_2O	NO_2	NH_3	CO	C_6H_6	C_6H_5OH	HCHO	CH_3CN
Co_xO_y	–1,6	50,6	–19,0	–0,1	0,2	–0,4	2,5	2,1
Li_2O/Co_xO_y (1:4)	1,1	56,1	–8,0	1,5	0,3	0,8	–4,6	0,5
Li_2O/Co_xO_y (1:1)	–4,0	25,0	–2,0	2,6	0,2	0,1	–36,4	0,1
Li_2O/Co_xO_y (3:2)	7,1	93,5	–15,9	12,6	3,2	0,7	–9,7	–11,3



а б в г

Рис. 1. СЭМ изображения слоев с различным соотношением Li_2O/Co_xO_y: без Li (а), 1:4 (на вставке показан «лепесток») (б), 1:1 (в); 3:2 (г)

Видно, что слои чистого Co_xO_y наибольшую чувствительность проявляют к NO_2 и аммиаку (NH_3). Добавление лития в соотношении 1:1 значительно снижает чувствительность к NH_3 и одновременно значительно вырастает газовый отклик к HCHO, при этом чувствительность к NO_2 становится заметно ниже. Соотношения 1:4 и 3:2 значительно усиливают газовую чувствительность к NO_2.Соотношение 3:2 приводит к увеличению газового оклика на диоксид азота до 93%.

Нелегированные слои Co_xO_y, состоят из округлых зерен с размером преимущественно 0,78±0,48 мкм (см. рис. 1а). Слои с соотношением Li к Co 1:4 имеют зерна размером 1,7±0,5 мкм (см. рис. 1б). У некоторых зерен наблюдается огранка. Наличие «лепестков» свидетельствует о формировании фазы Co_3O_4 [1]. При соотношении 1:1 в композите Li_2O/Co_xO_y формируются крупные зерна размером более 2 мкм (см. рис. 1в).

В композите с соотношением Li к Co 1:1 заметное влияние на газочувствительные свойства оказывают формирующиеся гетеропереходы, которые разделяют заряды и изменяют проводимость слоя в целом. При доминировании Co_xO_y в композите 1:4, газовая чувствительность определяется в основном оксидом кобальта, что и делает такой слой чувствительным к NO_2. То же самое может наблюдаться и для композитов состава 3:2.

Работа выполнена в рамках государственного задания Омского научного центра СО РАН (номер госрегистрации проекта 121021600004-7).

1. Ma A., Park J.P., Seo J.H., Jang K.Y., Lee H.K., Kim D.Y., Lee J.E., Nam K.M., Lee D.S. Phase transition of non-equilibrium wurtzite CoO: Spontaneous deposition of sensing material for ultrasensitive detection of acetone // Sensors and Actuators B: Chemical. 2020. V. 308. P. 127698.

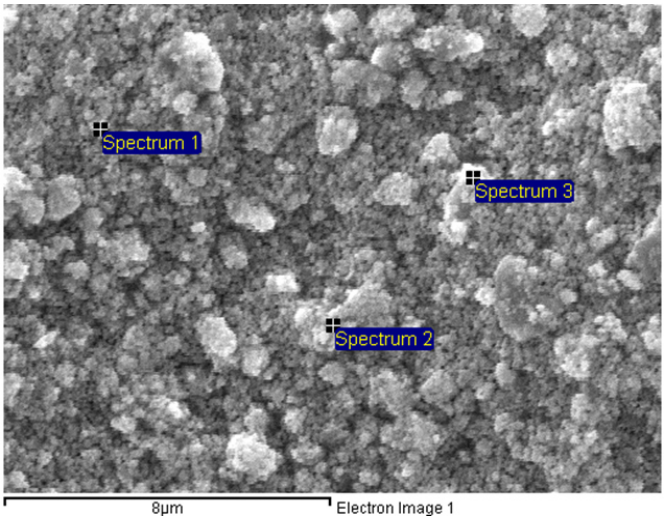
DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-183

УПРАВЛЕНИЕ СЕЛЕКТИВНОСТЬЮ ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ MnO_{2-x} ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ

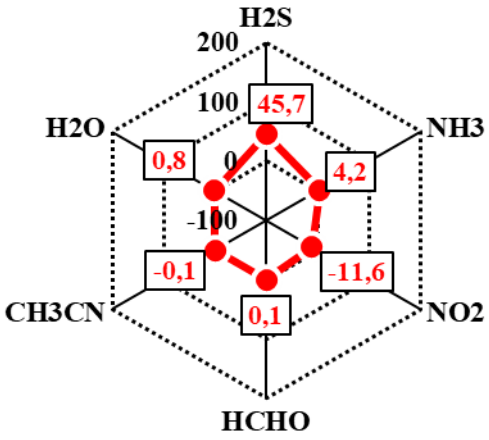
Стенькин Ю.А., Соколов Д.В., Ивлев К.Е.
Омский научный центр СО РАН, Омск

Для получения нанокомпозитов с уникальными электрофизическими и газочувствительными свойствами перспективны оксиды переходных металлов [1]. Актуальным является исследования гетерофазных структур на основе нестехиометрического оксида марганца, легированного другими оксидами. В данной работе были получены слои композитов на основе диоксида марганца состава MnO_{2-x}/CuO, MnO_{2-x}/Y_2O_3, $MnO_{2-x}/CuO/Y_2O_3$ и MnO_{2-x}/Co_xO_y. Газочувсвительные свойства композитов исследованы при 80°C в потоке следующих газов с концентрацией 500 ppm: пары воды (H_2O), аммиак (NH_3), диоксид азота (NO_2), формальдегид (HCHO), ацетонитрил или метилциан (CH_3CN). Обнаружено, что газовая чувствительность и селективность композитов зависит от их фазового состава.

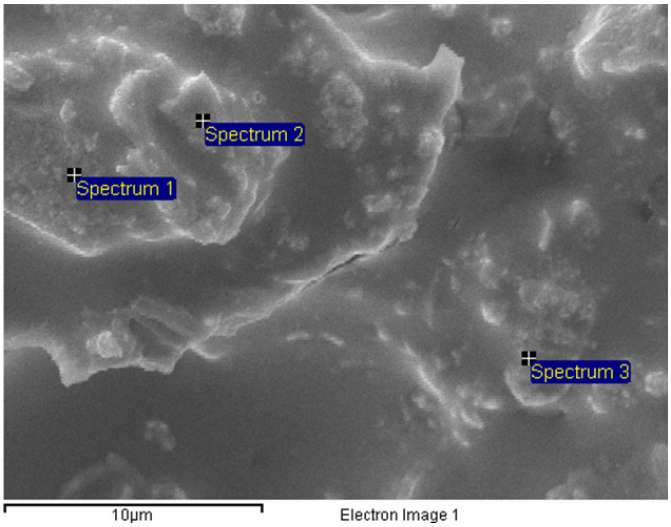
Было показано, что введение CuO сглаживает зернистую поверхность слоя MnO_{2-x} и усиливает отклик к газам (см. рис. 1). Положительные значения отклика соответствует увеличению проводимости слоя при экспозиции в газе, отрицательные – уменьшению.



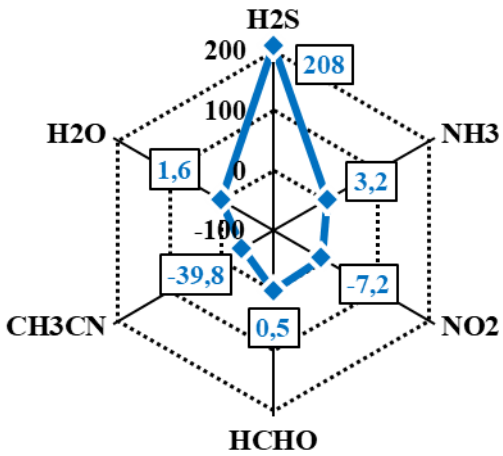
а



б



в



г

Рис. 1. СЭМ изображения поверхности и диаграмма газового отклика для слоев MnO_{2-x} (а, б) и MnO_{2-x}/CuO (в, г), соответственно

Согласно данным энерго-дисперсионного анализа, доминирующей фазой в данных композитах является нестехиометрический оксид марганца $MnO_{1.3}$ (см. таблица 1). Получаемые композиты представляют собой гетерофазные системы, в которых образуются гетеропереходы в местах контакта различных оксидов. В результате протекание тока в таких структурах будет определяться либо высокоомной фазой гетеросистемы, либо наличием и высотой энергетического барьера в местах контактов различных компонентов. Исходя из этого, адсорбция газов в таких гетероструктурах может определять концентрацию основных носителей заряда (дырок или электронов) в гранулах поликристаллов и определять высоту потенциального барьера в системе распределенных гетеропереходов.

Таблица 1. Элементный состав композитов

Образец	Концентрация, ат.%		
	[Mn]	[O]	[Cu]
MnO_{2-x}	44.1	55.9	-
MnO_{2-x}/CuO	43.6	54.0	2.4

Наибольшую чувствительность слой исходного MnO_{2-x} проявляет к NO_2 и H_2S. Молекулы NO_2 обладают акцепторными свойствами [2], следовательно, увеличение проводимости слоя MnO_{2-x} при адсорбции NO_2 происходит благодаря дополнительной концентрации дырок, являющихся основными носителями в оксиде. Причиной этого может служить наличие фазы Mn_2O_3, обладающей проводимостью p-типа [3]. Уменьшение проводимости MnO_{2-x} при воздействии H_2S обусловлено уменьшением концентрации дырок при адсорбции молекул H_2S, являющихся донорами электронов [4].

Присутствие легирующей примеси CuO заметно изменяет газовый отклик на сероводород и метилциан. Адсорбция молекул H_2S приводит к заметному увеличению обедненного слоя основными носителями заряда (дырками) в мелких зернах, что приводит к уменьшению проводимости композита. Проводимость MnO_{2-x}/CuO при воздействии метилциана увеличивается значительно в связи с наличием двух неспаренных электронов у азота в молекуле (CH_3-C≡N:), которая проявляет акцепторные свойства.

Внедрение примеси оксида иттрия вместо меди в MnO_{2-x} изменяет селективность MnO_{2-x}/Y_2O_3. Полученный композит проявляет заметную чувствительность к H_2S и HCHO. Композит MnO_{2-x}/Co_xO_y проявляет чувствительность только к сероводороду, газовый отклик на остальные газы чрезвычайно низкий.

Таким образом, добавление оксидов меди, иттрия, кобальта в MnO_{2-x} изменяет механизм взаимодействия адсорбируемых молекул с поверхностью композита и улучшает селективность к различным газам. Легирование окислами переходных металлов позволяет управлять структурой и газочувствительными свойствами сенсоров на основе нестехиометрических окислов марганца.

Работа выполнена в рамках государственного задания Омского научного центра СО РАН (номер госрегистрации проекта 121021600004-7).

1. Myasoedova T., Yalovega G. E., Petrov V. V., Zabluda O. V., Shmatko V. A., Funik A. O. Properties of SiO_2CuO_x Films for Nitrogen Dioxide Detection // Advanced Materials Research. 2013. V. 834–836. P. 112–116.

2. Shinde P.V., Xia Q.X., Ghule B.G., Shinde N.M., Seonghee J., Kwang H.K., Mane R.S. Hydrothermally grown α-MnO_2 interlocked mesoporous micro-cubes of several nanocrystals as selective and sensitive nitrogen dioxide chemoresistive gas sensors // Applied Surface Science. 2018. V. 442. P. 178–184.

3. Transition metal oxides: structure, properties and synthesis of ceramics oxides / Rao C. N. R., Raveau B. New York: Wiley–VCH. – 1998. – 373 p.

4. Стенькин Ю. А., Болотов В. В., Соколов Д. В., Росликов В. Е., Ивлев К. Е. Получение нанокомпозитов МУНТ/MnO_{2-x}, МУНТ/MnO_{2-x}/CuO и исследования их газочувствительных свойств // Физика твердого тела. 2019. Т. 61. В. 11. С. 2240–2243.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-184

КОНЦЕНТРАЦИЯ АТОМОВ ВОДОРОДА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ В ОБРАЗЦАХ СПЛАВА НА ОСНОВЕ TINI ПОСЛЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ В РАСТВОРЕ 0,9NaCl РАЗЛИЧНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

[1]Тимкин В.Н., [2]Лаптев Р.С., [1]Гришков В.Н., [1]Лотков А.И., [1]Миронов Ю.П., [2]Ломыгин А., [1]Жапова Д.Ю., [1]Бармина Е.Г., [1]Кашина О.Н.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Научно-исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В работе проведены исследования концентрации атомов водорода и их распределение по глубине образцов сплава на основе TiNi непосредственно после наводороживания различной длительности и особенности изменения структурно-фазового состояния в приповерхностном слое и в объёме наводороженных образцов.

В качестве исследуемого сплава выбран $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ (ат.%). Образцы данного сплава при комнатной температуре находились в состоянии высокотемпературной кубической B2 фазы. Насыщение образцов водородом проводили при комнатной температуре в физиологическом растворе (0,9NaCl) в течении 0,5, 1, 1,5, 2, 3, 4 и 6 часов. Плотность тока при этом составляла 20 А/м^2.

Концентрацию водорода в исследуемых образцах определяли на анализаторе RHEN 602 фирмы LECO, а распределение водорода по глубине образцов исследовали на установке GD Profiler 2. Рентгеноструктурный анализ проведен на дифрактометре ДРОН-7.

Показано, что при электролитическом насыщении водород концентрируется в приповерхностных слоях образцов. При этом концентрация водорода в зависимости от длительности наводороживания составила от ~30 ppm после 0,5 часа до ~370 ppm после 6 часов. Установлено, что непосредственно после наводороживания, с увеличением длительности процесса, толщина диффузионного слоя, содержащего абсорбированные атомы водорода, увеличивается и после шести часов составляет ~35-40 мкм. Общий вид профилей распределения водорода в приповерхностном слое до четырех часов существенно не отличается и характеризуется максимумом концентрации водорода в виде острого пика непосредственно вблизи поверхности и её плавным снижением по мере удаления от поверхности вглубь образца. Однако после шести часов наводороживания пик профиля распределения водорода становится более расплывчатым, при этом максимум концентрации водорода смещается от поверхности вглубь на 3-4 мкм.

По данным рентгеноструктурного анализа в наводороженных образцах обнаружено формирование гидридной фазы $TiNiH_x$, о чем свидетельствует появление двух новых отражений вблизи $2\theta \approx 21{,}8°$ и $2\theta \approx 47{,}9°$, не относящихся к фазам B2, R или B19′.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004 и при поддержке РФФИ (грант № 18-48-700040 р_а).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-185

РАЗВИТИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД НАГРУЗКОЙ В СПЛАВАХ NiFeGaCo В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КОБАЛЬТА

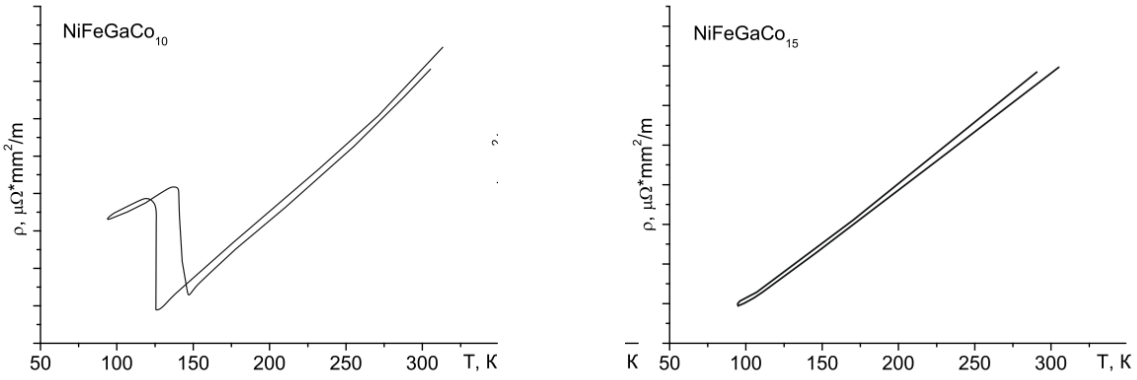
Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Национальный исследовательский *Томский государственный университет, Томск*

На сплавах TiNi обнаружено, что при увеличение содержания C_{Ni} > 51.3 ат.% приводит к тому, что мартенситное превращение (МП) не наблюдается даже при охлаждении до 20 К [1]. Вместо этого при охлаждении происходит strain glass переход, аналогично наблюдаемому в спиновых и структурных стеклах. При этом в данных сплавах возможно осуществить МП под нагрузкой и наблюдать эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ). Однако, данные эффекты имеют отличительные особенности, по сравнению с обычными сплавами с ЭПФ: высокие напряжения, необходимые для формирования ориентированного мартенсита, узкий механический гистерезис, слабая температурная зависимость напряжений образования мартенсита.

Аналогичный strain glass переход недавно обнаружен зафиксирован в сплавах Гейслера NiFeGaCo на проволоках (30-500 мкм) при содержании кобальта свыше 10 ат.% [2, 3]. Однако, особенности МП под нагрузкой, характерные для strain glass материалов, на сплавах NiFeGaCo не исследованы. Нет данных о закономерностях развития МП под нагрузкой в монокристаллах NiFeGaCo. Поэтому целью настоящей работы является исследование МП под нагрузкой, эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) в монокристаллах $Ni_{54-x}Fe_{19}Ga_{27}Co_x$ (x = 10, 15 ат.%) ($NiFeGaCo_{10}$ и $NiFeGaCo_{15}$) при деформации сжатием.

Монокристаллы сплавов $NiFeGaCo_{10}$ и $NiFeGaCo_{15}$ выращены методом Бриджмена и исследованы в исходном состоянии после роста без дополнительных термических обработок. Для исследования при деформации сжатием выбрана высокопрочная [001]-ориентация [4]. Методика механических испытаний подробно представлена в [4].

Экспериментально показано, что в монокристаллах $NiFeGaCo_{10}$ наблюдаются термоупругие МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии, которые фиксируются на температурной зависимости электросопротивления (рис. 1а) и имеют очень низкие температуры, по сравнению с $Ni_{54-x}Fe_{19}Ga_{27}Co_x$ (x = 4, 6 ат.%) [4]: M_s = 125 К, M_f = 123 К, A_s = 140 К, A_f = 147 К. В монокристаллах $NiFeGaCo_{10}$ уровень прочностных свойств B2-фазы близок по значениям к сплавам $Ni_{54-x}Fe_{19}Ga_{27}Co_x$ (x = 4, 6 ат.%) [4]. Низкие температуры МП и высокие прочностные свойства приводят к широкому интервалу СЭ в этих сплавах при деформации сжатием от 150 К до 420 К (рис. 2), что является одним из самых широких интервалов СЭ в сплавах Гейслера и превышает интервал развития СЭ в сплавах $Ni_{54-x}Fe_{19}Ga_{27}Co_x$ (x = 0÷ 6 ат.%) [5].



а б

Рис. 1. Кривые зависимости электросопротивления от температуры ρ(T) для монокристаллов $NiFeGaCo_{10}$ (а) и $NiFeGaCo_{15}$ (б)

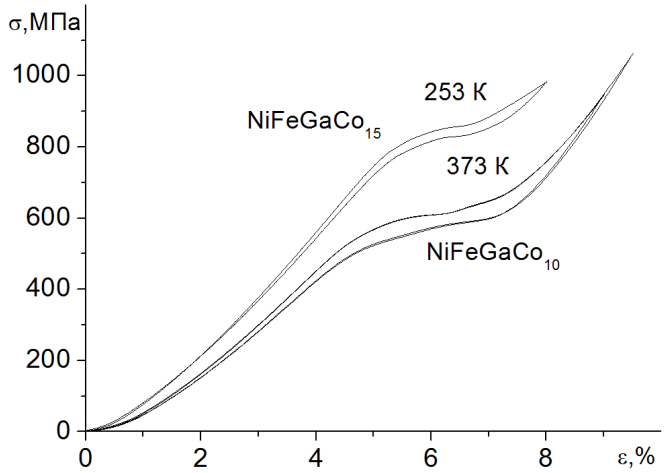


Рис. 2. Кривые напряжение-деформация σ(ε) для монокристаллов $NiFeGaCo_{10}$ и $NiFeGaCo_{15}$

Увеличение содержания кобальта до 15 ат.% приводит к тому, что МП не фиксируется на температурной зависимости электросопротивления при охлаждении до 77 К (рис. 1б). Вместо этого наблюдается strain glass переход, что подтверждается данными работ [2, 3]. В данных сплавах наблюдается ЭПФ и СЭ, как и в $NiFeGaCo_{10}$. Однако, минимальные критические напряжения, необходимые для наблюдения обратимой деформации в $NiFeGaCo_{15}$ очень высокие 550-600 МПа, что в 5-6 раз выше, чем в $NiFeGaCo_{10}$. Это связано с наличием большого количества точечных дефектов, которые препятствуют образованию мартенсита. Аналогичное поведение наблюдалось в strain glass сплавах TiNi [1]. Важно отметить, что уровень прочностных свойств в $NiFeGaCo_{15}$ близок к $NiFeGaCo_{10}$, что ограничивает интервал развития СЭ, и СЭ наблюдается только до 300 К (рис. 2).

Для [001]-монокристаллов $NiFeGaCo_{10}$ и $NiFeGaCo_{15}$ характерен узкий механический гистерезис 25-40 МПа, который слабо зависит от температуры.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ 21-19-00287.

1. Sarkar S., Ren X., Otsuka K. Evidence for Strain Glass in the Ferroelastic-Martensitic System $Ti_{50-x}Ni_{50-x}$ // Physical Review Letters. V. 95. 2005. P. 205702.
2. Chen H., Wang Y.-D., Nie Z., etc. Unprecedented non-hysteretic superelasticity of [001]-oriented NiCoFeGa single crystals // Nature Materials. V. 19. 2020. P. 712–718.
3. Wang D. P., Chen X., Nie Z.H. Transition in superelasticity for $Ni_{55-x}Co_xFe_{18}Ga_{27}$ alloys due to strain glass transition // Europhysics Letters. V. 98. 2012. P.46004.
4. Panchenko E., Chumlyakov Y., Maier H.J., etc. Tension/compression asymmetry of functional properties in [001]-oriented ferromagnetic NiFeGaCo single crystals // Intermetallics. V. 18. 2010. P. 2458–2463.
5. Timofeeva E.E., Panchenko E.Yu., Chumlyakov Yu.I., Maier H.J., Gerstein G. Peculiarities of high-temperature superelasticity in Ni–Fe–Ga single crystals in compression // Technical Physics Letters. V. 43. 2017. P. 320–323.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-186

ВЛИЯНИЕ МЕХНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ Al_2O_3 НА ПЛОТНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ СПЕЧЕННОЙ КЕРАМИКИ

Ткачев Д.А., Бельчиков И.А.

Национальный исследовательский *Томский государственный университет, Томск*

Корундовая керамика на основе α-Al_2O_3 является наиболее часто используемым материалом среди керамик для производства изделий конструкционного, медицинского назначения, а также высокопрочных деталей машин и механизмов. Значительный вклад в формирование структуры и механических характеристик конечных изделий вносит размер и морфология частиц исходного порошкового материала. Поэтому исследования механической обработки актуальны для определения влияния параметров порошка на структуру и механические характеристики спеченной керамики.

В работе рассмотрены порошки оксида алюминия после различного времени механической активации в шаровой мельнице в течение от 25 до 100 часов. Образцы получали методом шликерного литья и спекали при температуре 1550°С с выдержкой в течение 1 часа.

Исследована структура и морфология частиц по снимкам, полученным методом растровой электронной микроскопии. Исходный порошок представлен крупными агломератами частиц со средним размером порядка 100 мкм, которые разрушаются с увеличением времени механической активации. Наименьший средний размер агломератов, равный 16 мкм, получен после помола порошка в течение 75 часов. Размер частиц не зависит от времени механической обработки и составляет порядка 0,4 мкм. Методом БЭТ определена удельная поверхность порошков, равная 8-9,6 $м^2/г$, максимальное значение соответствует образцу порошка после 75 часов механической активации.

Для спеченных образцов методом гидростатического взвешивания была определена средняя плотность и рассчитана пористость, которая составила 83 - 91% в зависимости от времени предварительной механической обработки исходного порошка. Методом трехточечного изгиба определен предел прочности материала, равный 120 - 243 МПа. Максимальное значение предела прочности соответствует наиболее плотной керамике, которая была получена из порошка после 100 часов механической активации.

Полученные результаты позволяют варьировать характеристики конечного изделия, изменяя параметры порошка на этапе помола.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-187

ОЦЕНКА БИОРЕЗОРБЦИИ ВЫСОКОНАПОЛНЕННОГО МИНЕРАЛЬНО-ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИТА ФОСФАТ КАЛЬЦИЯ – ПОЛИЛАКТИД

[1,2]Торопков Н.Е., [2]Петровская Т.С., [3]Фоменко А.Н.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[3]Филиал АО НПО «Микроген», Томск

В настоящее время в ортопедии и травматологии используются, главным образом имплантаты, в основе которых лежат металлы, сплавы, а также биоинертная керамика (алюмо-циркониевая, циркониевая) [1]. Биокомпозиты на основе полилактида (ПЛА) и гидроксиапатита (ГАП) привлекают внимание благодаря биоразлагаемости, высокой механической прочности, а также способности проявлять остеокондуктивные и остеоиндуктивные свойства [2]. Особый интерес к композитам с высоким содержанием ГАП обусловлен также их способностью снижать негативный эффект биодеградации полимера. Обширные дефекты костей (например, при онкологии) требуют использования имплантатов со сложной геометрией, что остается труднорешаемой задачей [3]. Биоактивность имплантата непосредственно связана с его резорбцией в условиях организма [4]. Исследования биоматериалов в модельных физиологических жидкостях хорошо зарекомендовали себя с точки зрения оценки биологических свойств и прогнозирования поведения имплантата в условиях *in vivo.* Существуют различные подходы в оценке биологической активности *in vitro*. Один из них предусматривает выдержку экспериментальных образцов в фосфатном буфере PBS (phosphate-buffered saline) и наблюдение за процессами выщелачивания и растворения [5].

В работе были рассмотрены изделия из синтезированных фосфатов кальция состава [6]: гидроксиапатит - 60% (здесь и далее используются масс.%), аморфный ГАП - 15%, карбонатзамещенный ГАП - 15%, β-трикальциевый фосфат (ТКФ) -10%. Удельная поверхность фосфатов кальция, определённая методом БЭТ, составила 3,8 $м^2/г$ (Сорбтометре S1).

Образцы получали методом инжекционного формования в литьевых формах (PIM, Powder Injection Molding) и по технологии 3D-печати (FDM, Fused Deposition Modeling). Оба этих метода требуют создания керамо-полимерной композиции для формирования геометрии изделия. Для использования в технологиях MIM и FDM были приготовлены керамо-полимерные композиции с применением полилактида производства Natural Works Ingeo 40-43d, NatureWorks LLC (США).

В таблице 1 приведены составы исследованных композитов.

Таблица 1. Составы исследованных композитов

№ серии	Содержание компонентов в сырьевой композиции, масс.%		
	ПЛА	КФ	Глицерин
1	78	20	2
2	56	40	4
3	34,5	60	5,5

MIM-образцы получали при температуре 180 °С, скорости впрыска 60 $см^3/с$, и выдержке в матрице в течение 65 секунд. Образцы, полученные аддитивным методом, формировали при скорости печати 40 мм/мин, высота печатного слоя составляла 0,15 мм и диаметр сопла 0,5 мм, заполнение 100%, паттерн заполнения – концентрическое. При получении образцов аддитивным методом использовался подогрев рабочей платформы до 60 °С для лучшей адгезии и усадки полученных образцов.

Оценку способности исследуемых материалов к биорезорбции проводили путем инкубации образцов композитов в PBS и последующего определения их массы. Образцы взвешивали (m_i) и инкубировали при температуре 36,9°С в PBS в течение 28 суток. Каждые

7 суток часть образцов извлекали из раствора, высушивали при 45°С и взвешивали (m_d).

Изменение массы (m_r%) рассчитывали согласно формуле (1):

$$m_r\% = [(m_i - m_d)/m_i] \times 100\% \quad (1)$$

Динамику изменения массы исследуемых образцов полученных методом MIM и FDM при выдержке в PBS иллюстрирует рисунок 1.

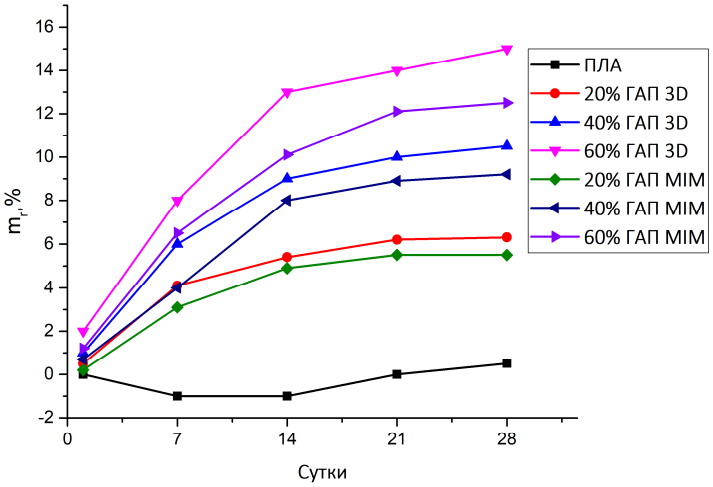


Рис. 1. Изменение массы образцов при инкубации в растворе PBS

Было установлено, что на всем ряду составов образцы, полученные метод MIM, имеют меньшую убыль массы в сравнении с 3D печатными образцами. В среднем разница изменения массы во всех случаях не превышает 3%. Обусловлено это более высокой плотностью MIM-образцов по сравнению с FDM-образцами, поскольку при послойном формировании изделий в технологии FDM неизбежно образуются дефекты между слоев, которые увеличивают площадь контакта с PBS. Также стоит обратить внимание, что слоистая структура также оказывает влияние на релиз кальциевых фосфатов в раствор PBS, в отличии от гладкой поверхности MIM образцов. Различия MIM и 3D печатных образцов чистого полилактида не были обнаружены в ходе эксперимента, однако видно, что чистый ПЛА в первые 7 дней увеличивает массу, что может оказывать влияние на композиционные образцы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-90188.

1. Navarro M., Michiardi A., Castano O., Planell J. Biomaterials in orthopaedics // Journal of the royal society interface. – 2008. – Т. 5, № 27. – С. 1137-1158.
2. Salehi M., Bastami F. Characterization of wet-electrospun poly (ε-caprolactone)/poly (L-lactic) acid with calcium phosphates coated with chitosan for bone engineering // Journal of" Regeneration, Reconstruction & Restoration"(Triple R). – 2016. – Т. 1, № 2. – С. 69-74.
3. Best S., Porter A., Thian E., Huang J. Bioceramics: past, present and for the future // Journal of the European Ceramic Society. – 2008. – Т. 28, № 7. – С. 1319-1327.
4. Lu L., Peter S. J., Lyman M. D., Lai H.-L., Leite S. M., Tamada J. A., Uyama S., Vacanti J. P., Langer R., Mikos A. G. In vitro and in vivo degradation of porous poly (DL-lactic-co-glycolic acid) foams // Biomaterials. – 2000. – Т. 21, № 18. – С. 1837-1845.
5. Schuster J., Mahler H.-C., Koulov A., Joerg S., Racher A., Huwyler J., Detampel P., Mathaes R. Tracking the physical stability of fluorescent-labeled mAbs under physiologic in vitro conditions in human serum and PBS // European Journal of Pharmaceutics and Biopharmaceutics. – 2020. – Т. 152. – С. 193-201.
6. Toropkov N., Vereshchagin V., Petrovskaya T., Antonkin N. Influence of synthesis conditions on the crystallinity of hydroxyapatite obtained by chemical deposition // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – Т. 156 –IOP Publishing, 2016. – С. 012038.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-188

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ В СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$

Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На монокристаллах сплава NiFeGaCo при изменении температуры в свободном состоянии был получен растягивающий двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) с величиной обратимой деформации до +9,0 % за счет роста ориентированного варианта $L1_0$-мартенсита, сформированного при старении в мартенсите под нагрузкой (СМН) [1,2]. Стабилизация ориентированного $L1_0$-мартенсита обусловлена перераспределением атомов разного сорта и точечных дефектов в соответствии с симметрией мартенсита при СМН. Под противодействующей нагрузкой стабилизированный вариант $L1_0$-мартенсита может быть переориентирован в другой вариант, благоприятный по отношению внешней нагрузке. В данном случае при снятии нагрузки происходит обратная переориентация мартенситных вариантов, и заданная деформация является полностью обратимой, т.е. наблюдается эффект ферроэластичности (ФЭ). Ранее на монокристаллах NiFeGaCo получена ФЭ с большой величиной обратимой деформации -13÷-16 % (теоретический ресурс $\varepsilon_{ФЭ} = -16{,}6$ %) [1,3]. Однако для практического применения необходимо выяснить циклическую стабильность больших обратимых деформаций при проявлении ФЭ при многократных циклах нагрузка/разгрузка в монокристаллах сплава $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ после СМН, что и является целью данной работы.

Для исследования монокристаллы $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ подвержены высокотемпературному отжигу от T = 1448 K, 1 час с последующей закалкой в воду. СМН проводилось вдоль $[110]_{B2}$-ориентации при T = 423 K, 1 час под нагрузкой $|\sigma| = 450$ МПа, тогда как ДЭПФ и ФЭ изучали вдоль перпендикулярного $[001]_{B2}$-направления. СМН на монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ способствует проявлению ДЭПФ вдоль $[001]_{B2}$-направления с величиной $\varepsilon_{ДЭПФ} = +8{,}3$ %. В циклах нагрузка/разгрузка под действием сжимающей нагрузки вдоль того же направления при $T = 300\ K < M_f$ наблюдается ФЭ с величиной $\varepsilon_{обр} = -14{,}5$ %.

Экспериментально показано, что с увеличением числа изотермических циклов от 1 до 200 обратимая деформация уменьшается до -13,9 %, что связано с появлением необратимости 0,6 %. Причиной необратимости является образование дислокаций, поля напряжений которых способствуют появлению благоприятного мартенситного варианта под нагрузкой и уменьшают критические напряжения переориентации мартенситных вариантов $\sigma_{кр}$. В первых циклах с 1 по 3 $\sigma_{кр}$ уменьшаются на 16–20 %. Последующие 4–90 циклы характеризуются слабым изменением $\sigma_{кр}$ ($\sigma_{кр}$ уменьшаются на 10–11 %). С 90 до 200 циклы кривые $\sigma(\varepsilon)$ не изменяются. Показано, что после 100 и 200 циклов ФЭ характеристики ДЭПФ не меняются, т. е. дестабилизация ориентированного мартенситного варианта после СМН не происходит.

Таким образом, экспериментально показано, что в монокристаллах $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ ФЭ под действием сжимающей нагрузки вдоль $[001]_{B2}$-направления проявляет высокую циклическую стабильность с большими обратимыми деформациями до -14 %. Деградация происходит в первых 90 циклах, а с 90–200 циклы все характеристики ФЭ остаются стабильными. Такие материалы могут найти широкое практическое применение в качестве демпфирующих устройств в различных современных технологиях.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 20-19-00153.

1. Temperature dependence of martensite variant reorientation in stress-induced martensite aged $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ single crystals / E.Panchenko, A.Tokhmetova [et al.] // Scr. Mater. 2021. V. 194. P. 113618.
2. Otsuka K. Mechanism of martensite aging effects and new aspects / K. Otsuka, X. Ren // Mater. Sci. Eng. A. 2001. V. 312. P. 207–218.
3. Effect of Stress-Induced Martensite Aging on Martensite Variant Reorientation Strain in NiMnGa Single Crystals / E. Panchenko, E. Timofeeva [et al.] // Shape Memory and Superelasticity. 2020. V. 6. P. 29–34.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-189

ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ КРАТЕРОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ УДАРАХ ГИПЕРСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ НА ПОВЕРХНОСТИ СТЕКОЛ, ПРИ НАНЕСЕНИИ ДВУХСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ Ta-Si-Al-N

[2]Турсунханова Р.Б., [1.2]Сергеев В.П., [1,2]Калашников М.П.,
[1]Сергеев О.В., [1]Воронов А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Столкновения космических аппаратов (КА) с метеороидами естественного происхождения и продуктами антропогенного загрязнения космоса относятся к числу важнейших факторов, вызывающих повреждение и разрушение КА. В наибольшей степени от ударов частиц страдают различные оптические элементы: стекла иллюминаторов, птические линзы фотоаппаратов, видеокамер, телескопов, фотоэлектрические преобразователи солнечных батарей и т. д. Удары гиперскоростных твердых частиц, вне зависимости от их происхождения, вызывают механические и плазменные процессы, при которых на поверхности образуются кратеры, распространяются ударные волны, зарождаются микротрещины. В результате эксплуатации КА в течение нескольких лет уже происходит заметная эрозия поверхности стекол, что приводит к деградации их оптических и механических характеристик с последующим выходом из строя.

Целью работы является исследование изменения плотности кратеров, образующихся при ударах гиперскоростных частиц железа (5–8 км/сек) на поверхности стекол, при нанесении двухслойных покрытий на основе систем Ta/SiAlN и SiAlN/TaN методом импульсного магнетронного осаждения.

Исследования проводили на двух видах образцов, приготовленных из кварцевых пластин: I – с двухслойным покрытием на основе Ta/SiAlN с толщиной слоев ~ 0,05 мкм и 0,6 мкм, соответственно, и II – с двухслойным, у которого 1-й слой совпадает по составу и толщине со вторым слоем SiAlN покрытия I, а толщина 2-го слоя TaN равна 0,3 мкм. Слой толщиной 0,6 мкм SiAlN является прозрачным в видимой области спектра, тогда как такой же слой TaN – полупрозрачный, а Ta – совсем не пропускает видимый свет. Поэтому за критерий выбора толщины слоев TaN и Ta и порядка их нанесения была принята близость спектров пропускания видимого света. Среднее значение коэффициента пропускания видимого света для всех образцов составляла 69 ± 6 %.

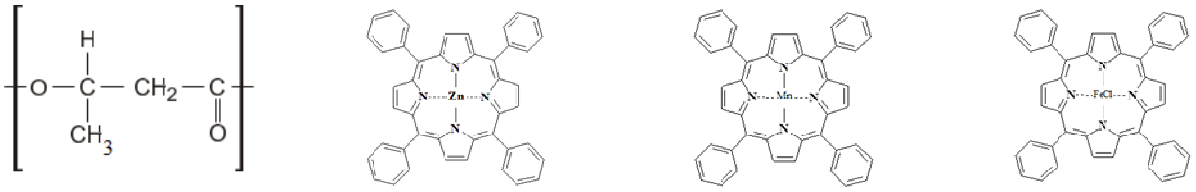
После обстрела на легкогазовой пушке сферическими микрочастицами железа, движущимися со скоростью в интервале 5–8 км/сек, образцов стекол на их поверхности образуются кратеры, представляющие собой локальные углубления, окруженные сеткой микротрещин. Установлено, что на стеклах с двухслойными покрытиями I и II поверхностная плотность образующихся кратеров соответственно ρ_I и ρ_{II} при одних и тех же условиях испытания существенно ниже, чем на стеклах без покрытия $\rho_{0.}$ Покрытие I имеет более высокую микротвердость и коэффициент упругого восстановления после приложения нагрузки, что позволяет при осаждении его на стекло достичь более высокого защитного эффекта от ударного воздействия гиперскоростных частиц железа.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-190

БИОМЕДИЦИНСКИЕ ВОЛОКОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИГИДРОКСИБУТИРАТА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ДОБАВОК

[1,2]Тюбаева П.М., [1,2]Ольхов А.А., [2]Лобанов А.В., [1,2]Попов А.А.
[1]Российский экономический университет имени Г.В. Плеханова, Москва
[2]Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва

Высокопористые полимерные носители биологически активных веществ в настоящее время находят широкое применение в биологии и медицине в качестве матриц пролонгированного действия, матриксов для клеточной инженерии, антибактериальных терапевтических систем, матриц контролируемого высвобождения лекарственных веществ и других биомедицинских материалов [1]. Для создания антибактериальных полимерных систем используют различные функциональные добавки, в том числе комплексы порфиринов с различными металлами [2]. Целью работы являлось изучение влияния на надмолекулярную структуру и эксплуатационные свойства ультратонких волокон, полученных методом электроформования на основе полимера природного происхождения – полигидроксибутирата (ПГБ) (рис. 1а) функциональных добавок различной природы, в том числе комплексов тетрафенилпорфирина с металлами: цинком, марганцем и железом (рис. 1а - 1в).



а б в г

Рис. 1. Структурные формулы соединений, использованных в работе: мономерное звено биополимера ПГБ (а) и комплексы металлопорфиринов с цинком (б), марганцем (в), железом (г)

В работе установлены существенные различия в надмолекулярной структуре полукристаллического ПГБ, обусловленные введением 1-5 масс. % комплексов тетрафенилпорфирина с металлами в формовочный раствор, использованный для получения волокон. Установлено существенное влияние комплексов на морфологию полимерного волокна, физико-механические и диффузионные свойств, кинетику биодеградации волоконного материала. Предложен подход к решению актуальной проблемы формирования волокон с набором необходимых эксплуатационных свойств, в том числе обладающих антимикробным и гомеостатическим эффектом.

1. Poulos T. L. Heme Enzyme Structure and Function. Chemical Reviews. – 2014. – V. 114, № 7. pp. 3919–3962.
2. Kong L., Ziegler G. R. Role of Molecular Entanglements in Starch Fiber Formation by Electrospinning. Biomacromolecules. – 2012. – V. 13. pp. 2247-2253.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-191

МИКРОСТУРКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ СИСТЕМЫ Al-Mg /Al-Si, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ

Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Савченко Н.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Алюминиевые сплавы широко используются в различных областях промышленности, таких как аэрокосмическая промышленность, судостроение, строительство поездов и автомобилестроение благодаря их легкому весу и высокой коррозионной стойкости. Наиболее важными легирующими элементами алюминиевых сплавов являются кремний, магний и др. Наличия кремния предотвращает образование горячих трещин и повышает текучесть литейных алюминиевых сплавов. Наличие магния до 5% в алюминиевом сплаве повышает коррозионную стойкость и свариваемость [1,2].

Образование переходной зоны между двумя разнородными сплавами может являться проблемой из-за различий в тепловом расширении, наличия частиц хрупких интерметаллических соединений. Традиционно для уменьшения градиента в формировании интерметаллических слоев и предотвращения растрескивания используют дополнительные связующие слои. Это является материалоемкой и трудоемкой задачей. В настоящее время с использованием аддитивных технологий указанные проблемы могут быть исключены с использованием сплавов на основе одного и того же компонента, например, алюминия [3].

В связи с вышеизложенным, целью данной работы было изучение микроструктуры, фазового состава и механических свойств переходной зоны, образованной между деформируемым алюминиевым сплавом не упрочняемым термической обработкой АМг5 и литейным сплавом АК12, с использованием электронно-лучевого проволочного аддитивного производства.

Печать тонкостенных изделий осуществлялась при помощи электронно-лучевой аддитивной установки с использованием проволоки сплава АК12 и подложки сплава АМг5. Всего было последовательно нанесено 20 продольных слоев.

На рисунке 1 показаны включения на полированной поверхности переходной области, напечатанного образца. Переходная область является бездефектной (отсутствуют поры и трещины). На основе анализа данных механических испытаний на растяжение определены следующие параметры: средний предел текучести 138 МПа, средний предел прочности 201 МПа и относительное удлинение при разрыве 10,2%. Разрушение образца происходит по части напечатанного сплава АК12.

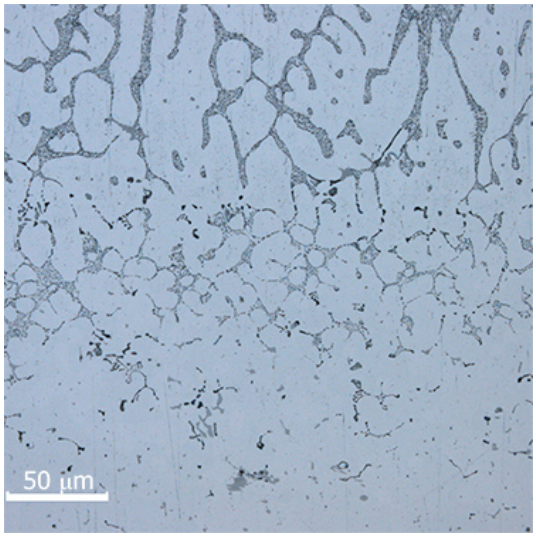


Рис. 1. Микроструктура образца системы Al-Mg/Al-Si полированной поверхности переходной области

На основе полученных данных можно считать, что с применением электронно-лучевого

аддитивного производства получены качественные тонкостенные изделия с градиентным переходом от системы Al-Mg к Al-Si.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90072. The reported study was funded by RFBR, project number 19-38-90072.

1. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение). Справ. изд. / Под ред. академика РАН И.Н. Фридляндера – К.:Коминтех. 2005. 365 с.
2. Алюминий: свойства и физическое металловедение. Справ. изд. Пер с англ. / Под ред. Хэтча Дж.Е. – М.: Металлургия. 1989. 422 с.
3. V. Utyaganova, A. Filippov, S. Tarasov, N. Shamarin, D. Gurianov, A. Vorontsov, A. Chumaevskii, S. Fortuna, N. Savchenko, V. Rubtsov, E. Kolubaev, Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample // Materials Characterization. 2021. №172. С.110867.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-192

ИЕРАРХИЯ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ МЕТАЛЛОВ ПРИ СУХОМ СКОЛЬЖЕНИИ ПО СТАЛИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Фадин В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Высокая износостойкость проявляется только при постоянстве структуры поверхностного слоя (ПС) в процессе трения. В экстремальных условиях трения происходит пластическая деформация поверхностного слоя и другие изменения его структуры, вызывающие разрушение ПС и износ материала. Снижение степени изменений структуры ПС и соответствующее снижение износа должно быть при удовлетворительной релаксации напряжений за счёт быстрой пластической деформации в окрестности возникающих концентраторов напряжений. Пластическая деформация затруднена в материалах, упрочнённых легирующими элементами или каким-либо фазами. Поэтому следует ожидать, что ПС многокомпонентных материалов будут разрушаться быстрее, чем ПС однокомпонентных материалов при одинаковых нагрузочных условиях. Это связано с различием структурных состояний ПС. Представляется целесообразным найти это различие в виде иерархии структурных состояний ПС. Экстремальное воздействие на ПС можно задать сухим трением под электрическим током высокой (более 100 А/см^2) плотности. Модельными материалами могут служить любые металлы с резко различными структурами.

Целью настоящей работы является определение характерных факторов структурного состояния поверхностных слоёв, задающих износостойкость материалов при скольжении под воздействием электрического тока высокой плотности.

Медь (99,5 %Cu, 90 H_μ), вольфрам (99,5 %W, >300 H_μ), сталь Гадфильда (13 %Mn, 240 H_μ) и быстрорежущая сталь Р6М5 (64 HRC) служили модельными материалами для нагружения трением и электрическим током. Нагружение материалов трением проведено без смазки под воздействием переменного тока (50 Гц), при давлении p=0,13 МПа, скорости скольжения v=5 м/с на машине трения СМТ-1 по схеме «pin-on-ring». Контртелом служила сталь 45 (572 H_μ).

Показано, что сухое скольжение при плотности тока более 100 А/см^2 по стальному контртелу вызывает образование характерного морфологического вида изношенной поверхности скольжения образца, где сторона, направленная навстречу движению контртела (в районе набегающего края токосъёмного образца), имеет следы адгезии и механического оттеснения (пропахивания) материала поверхности скольжения образца неровностями контртела.. На другом участке поверхности скольжения деформация реализуется по механизму, близкому к течению вязкой жидкости.

Кроме того, ПС некоторых металлов допускают образование FeO, приводящего к снижению адгезионного взаимодействия, упрочнению ПС и снижению износа. Отсутствие FeO в трибослое вызывает всегда высокий износ. Отсутствие трибослоя является признаком релаксации напряжений за счёт образования микротрещин и соответствующего значительного разрушения ПС. Основными характеристиками контакта следует считать значение плотности тока j_c, электропроводность контакта σ_{Ac} и интенсивность изнашивания I_{hc}, соответствующие началу катастрофического изнашивания. Обнаружено, что медь имеет трибослой, содержащий FeO и поверхность скольжения с заметными следами пластического течения по механизму вязкой жидкости. Это соответствовало низкой I_{hc} и высоким j_c и σ_{Ac}.

Скольжение вольфрама по стали приводило к её износу без износа вольфрама. Поверхность скольжения вольфрама не содержала FeO. Трибослой отсутствовал. Эта пара трения не является совместимой и не может быть принята в рассмотрение для классификации структурных состояний ПС.

Сталь Гадфильда способна к формированию трибослоя, который содержит FeO, но проявляет высокую I_{hc} и низкие j_c и σ_{Ac} вследствие слабой способности к релаксации

напряжений за счёт образования вязкой жидкости на поверхности скольжения. Сталь Р6М5 способна к формированию более хрупкого трибослоя и проявляет более низкую I_{hc} и высокие j_c и σ_{Ac}. Возникающие структуры ПС являются способами самоорганизации трибосистемы.

Классификация структурных состояний ПС позволяет представить их иерархию, состоящую из структурных уровней:

1. Изменение структуры отсутствует вследствие реализации упругой деформации в пятнах контакта и износ отсутствует. Или релаксация напряжений происходит только за счёт возникновения хрупких микротрещин в поверхностном слое (его разрушение). Эти с тривиальные случаи следует отнести к низшему структурному уровню.

2. Образование субмикронного или нанокристаллического трибослоя, который может проявлять низкий износ только в случае, когда значения нагружающего параметра внешнего воздействия ниже значения предела прочности наноструктуры.

3. Нанокристаллический трибослой, содержащий FeO и ГЦК-железо как результат пластической деформации за счёт трения или как остаточный аустенит. Влияние ГЦК-железа на износ не изучено для настоящих условий. Но большое количество фаз в металле способствует снижению его и пластичности, и соответствующей релаксации напряжений в контакте. Поэтому этот фактор должен приводить к увеличению износа и снижать структурный уровень этого структурного состояния.

4. Редкий случай релаксации напряжений за счёт пластической деформации представлен в виде образования вязкой жидкости на поверхности скольжения. В этом случае релаксация напряжений проходит легко и без образования структурных дефектов, что способствует снижению износа. Следует отметить, что такое низкотемпературное плавление проявляется только в присутствии FeO.

В заключение можно отметить, что трибослой образца содержит два сектора, где разрушение происходит по разным механизмам. Структурные состояния трибослоев могут быть систематизированы в виде иерархии с чётко выраженными структурными уровнями.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-193

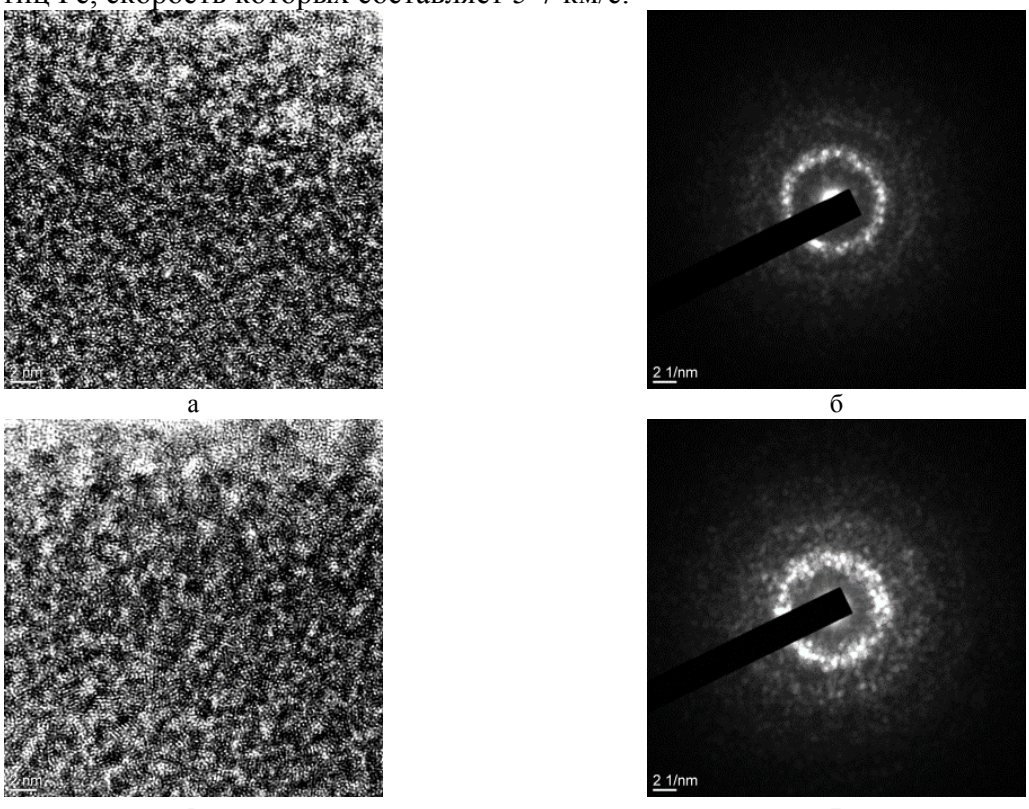
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПРОТИВОМЕТЕОРОИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Zr-Re-N

[1]Федорищева М.В., [1,2]Калашников М.П., [1]Воронов А.В., [1,2]Сергеев В.П.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В космическом пространстве происходит непрерывная бомбардировка поверхности космических аппаратов мелкими твердыми частицами, которые имеют поперечный размер в пределах 0,1-100 мкм, и движутся с высокими скоростями 5-50 км/сек. В результате, на поверхности оптических элементов, в частности иллюминаторов, происходит образование множества мелких кратеров и царапин. При достаточно длительном пребывании в открытом космосе происходит сильная эрозия поверхности стекла, значительно ухудшающая характеристики иллюминаторов.

Одним из возможных способов защиты стекол иллюминаторов может быть нанесение на их поверхность защитных покрытий, обладающих высокой стойкостью к ударным нагрузкам [1-3]. В работе в качестве защиты стеклянных элементов КА от механических повреждений, возникающих при ударном воздействии микрометеороидов, использовали покрытия на основе Re-Zr-N, полученные методом импульсного магнетронного осаждения.

Целью данной работы является исследование микроструктуры, фазового состава, физико-механических свойств композиционных покрытий систем Re-Zr-N толщиной 4-6 мкм, полученных на поверхности кварцевого стекла в условиях импульсного магнетронного осаждения, а также оценка их стойкости к ударному воздействию твердых микрочастиц Fe, скорость которых составляет 5-7 км/с.



а б в г

Рис. 1. ПЭМ-изображения поперечного сечения защитных покрытий Zr-Re-N системы близкой к поверхности (а, б) и на расстоянии 1 мкм от поверхности стекла (в, г) в режиме нанодифракции

На рисунке 1 приведены электронно-микроскопические изображения (а,в) и микродифракционные картины в режиме нанодифракции покрытия, близкой к поверхности (а,б) и находящейся на расстоянии 1 мкм от поверхности (в, г). Видно, что картина качественно изменяется только для микродифракций. Количество точечных рефлексов

увеличивается. В [4,5] предлагается связывать сплошность дифракционных колец со средним размером зерен, формирующих дифракционные рефлексы. Можно предположить, что размер образований на расстоянии 1 мкм от поверхности больше по сравнению с подложкой. Стандартная дифракционная картина представляет собой гало, характерное для состояния, близкого к аморфному. Об этом же свидетельствуют результаты рентгеноструктурного анализа. На рис. 2 видны уширенные пики малой интенсивности, так же характерные для состояния, близкого к аморфному.

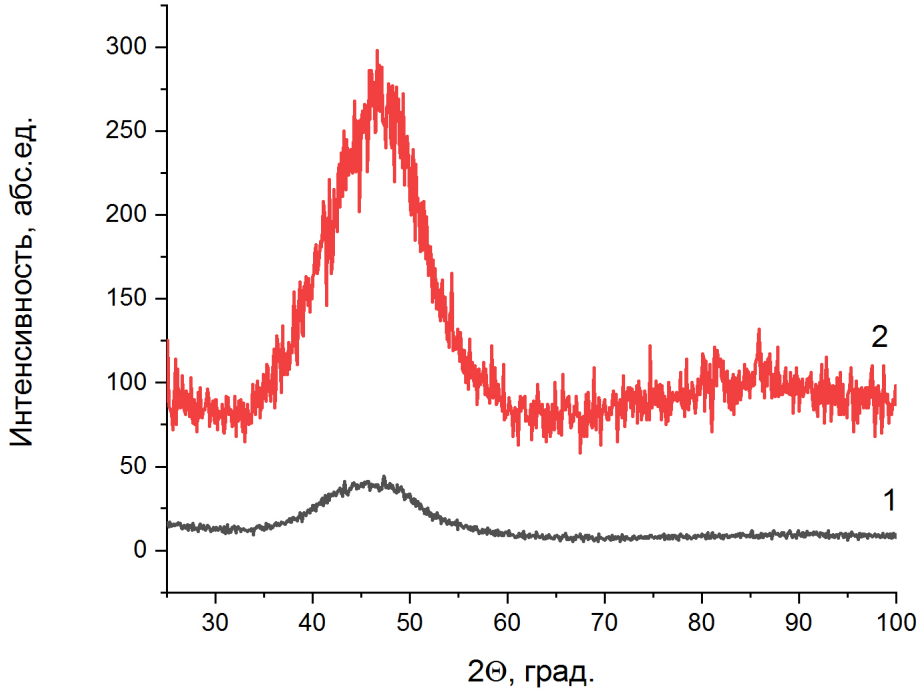


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм исследуемых образцов стекла с защитными покрытиями по симметричной схеме съемки (1) и ассиметричной (2), в CoKα-излучении

При исследовании элементного состава методом МРСА установлено, что в поверхностном слое покрытия имеются химические элементы: Re, Zr и N в соотношении 4 : 2 : 3. Вероятнее всего, что это сложные нитриды на основе рения и циркония переменного состава.

Таким образом, методом магнетронного осаждения получено защитное покрытие с градиентной структурой переменного состава.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект ПФНИ: FWRW-2021-0010.

1. Lewin E., Loch D., Montagne A., et al. Comparison of Al–Si–N nanocomposite coatings deposited by HIPIMS and DC magnetron sputtering//Surf. Coat. Technol. 2013. Vol. 232.P. 680–689.
2. Космическая пыль и ее взаимодействие с космическими аппаратами / А.М. Телегин, Н.Д. Семкин, Самара, Изд-во СГАУ. - 2015. - 124 с.
3. Sergeev V., Psakhie S., Chubik P., et al. Magnetron Sputtering of Si-Al-N Nanocomposite Coatings on Quartz Glasses for Protection against Impacts of High Speed Microparticles // Vacuum. 2017. V.143. P.454-457.
4. Электронно-микроскопический дифракционный анализ ультрадисперсных материалов / Ю. Ф. Иванов, Э.В. Козлов [и др.] // Заводская лаборатория. 1992. № 12. С. 38–40.
5. Электронно-микроскопический анализ нанокристаллических материалов / Ю. Ф. Иванов Э.В. Козлов [и др.] // ФММ. 1991. № 7. С. 206-208.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-194

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КРАТКОВРЕМЕННЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ 9%Cr СТАЛИ

Федосеева А.Э., Долженко А.С.

Белгородский государственный национальный исследовательски университет, Белгород

Повышение жаропрочности теплотехнических 9-12%-хромистых мартенситных сталей, предназначенных для изготовления элементов котлов и паропроводов тепловых электростанций, работающих на суперсверхкритических параметрах пара (температура 600-620°C, давление 25-30 МПа), - одна из важнейших задач, стоящая перед тепловой энергетикой. В более ранних работах было установлено [1-3], что основным препятствием для повышения температуры эксплуатации высокохромистых сталей мартенситного класса является перелом на кривой длительной прочности, одной из причин появления которого является трансформация неравновесных мелких карбонитридов M(C,N) в крупные частицы Z-фазы (Cr(V,Nb,Ta)N). Появление перелома на кривой длительной прочности сильно снижает сопротивление ползучести и затрудняет прогнозирование на длительных ресурсах [4]. В связи с этим, использование стабильных частиц Z-фазы, выделение которых на сегодняшний день является негативным эффектом при ползучести, для повышения дисперсионного упрочнения в структуре теплотехнических сталей, позволит значительно увеличить их жаропрочность. Этого можно добиться путем разработки термомеханической обработки для 9-12%Cr сталей, дополнительно легированных кобальтом, с содержанием азота более 0,02%, которая позволит выделить равновесные термически стабильные частицы Z-фазы размером около 50 нм в исходном состоянии вместо неравновесных карбонитридов M(C,N).

В качестве материала исследования была использована низкоуглеродистая 9%Cr сталь со следующим химическим составом (в вес.%): Fe (баланс) – 0,02%C – 9%Cr – 3%Co - 2,2%W – 2%Cu - 0,3%Ta – 0,02%N – 0,002%B - 0,2%Si - 0,2%Mn - 0,2%Ni. Сталь были выплавлена в высокочастотной индукционной печи. Термомеханические обработки (ТМО) для получения равновесных частиц Z-фазы в исходном состоянии, представленные сериями в табл. 1, состояли из следующих этапов: (1) нормализация с температуры 1150°C, время выдержки 1 час, охлаждение на воздухе, (2) деформация при температуре 680°C до степеней деформации 10%, 30% и 60% с последующим отжигом при температуре 680°C в течение 10, 50 и 300 час, охлаждение на воздухе, и (3) отпуск при температуре 750°C, время выдержки 3 часа, охлаждение на воздухе. Для сравнения также была проведена стандартная термическая обработка, заключающаяся в нормализации с температуры 1150°C (1 ч, охлаждение на воздухе) с последующим отпуском при 750°C в течение 3 часов, охлаждение на воздухе.

Таблица 1. Условия термомеханической обработки вместе с фазовым составом 9%Cr стали

Серия	Отличительные условия ТМО		Обнаруженные фазы	
	Степень деформации,%	Время отжига, ч	Z-фаза	TaN
1	10	10	-	+
	10	50	-	+
	10	300	-	+
2	30	10	+	+
	30	50	+	-
	30	300	+	-
3	50	10	+	+
	50	50	+	-
	50	300	+	-
4	Стандартная ТО		-	+

Фазовый анализ анодированных осадков был проведен методом рентгеноструктурного

анализа (РСА), используя дифрактометр Rigaku Ultima IV, оснащенный источником излучения Cu Kα и полупроводниковым детектором. Образцы были просканированы в интервале 15-120° с шагом 0,2°. Кратковременные механические испытания включали в себя испытания на растяжение при комнатной температуре и температуре 650°С, испытания на твердость и ударную вязкость.

Анализ фазового состава после проведения термомеханической обработки и стандартной термической обработки показал, что в исходном состоянии 9%Cr стали после стандартной термической обработки были обнаружены неравновесные частицы TaN, которые в процессе ползучести будут трансформированы в крупные частицы Z-фазы, что негативно отразится на сопротивлении ползучести. Для этого состояния предел текучести и временное сопротивление при комнатной температуре составили 520±20 и 720±20 МПа соответственно. Степень удлинения составила 22±1%. После ТМО серии 1 (табл. 1) было обнаружено отсутствие частиц Z-фазы и наличие только нитридов TaN, что обеспечило похожие значения прочностных и пластических свойств исследуемой 9%Cr стали, как после стандартной термической обработки. После ТМО серий 2 и 3 после 10 ч отжига (табл. 1) в исследуемой 9%Cr стали частицы TaN были обнаружены вместе с частицами Z-фазы. Прирост прочностных свойств был несущественен и составил 50 МПа. Пластические свойства не изменились.

Отметим, что среди исследуемых ТМО были подобраны условия, при которых происходило выделение только частиц Z-фазы. К ним относятся ТМО серий 2 и 3 с большими степенями деформации и продолжительными временами отжига (табл. 1). Исследование кратковременных механических свойств на растяжение при комнатной и повышенной температуре не выявило существенного повышения прочностных свойств. Прирост предела текучести и временного сопротивления составил около 70-100 МПа, значительного снижения пластических свойств обнаружено не было. Добавим, что увеличение кратковременных прочностных свойств не было задачей исследования, поскольку дисперсионное упрочнение от мелкодисперсных частиц Z-фазы и TaN примерно одинаковое, и прирост упрочнения в состояниях после ТМО, скорей всего, вызвано изменениями в дислокационной структуре исследуемой 9%Cr стали. Твердость исследуемой 9%Cr стали после всех ТМО и стандартной термической обработки оставалась в интервале 220-250 HB, что свидетельствуют об удовлетворительной свариваемости стали. Проведение ТМО незначительно повысило твердость по сравнению со стандартной термической обработкой. Ударная вязкость 9%Cr стали после всех ТМО и стандартной термической обработки превышала 100 Дж/см^2, что также удовлетворяет требованиям, предъявляемым к котельным сталям и сталям для лопаток паровых турбин (40 Дж/см^2).

Таким образом, анализ кратковременных механических свойств выявил, что исследуемая 9%Cr сталь после ТМО обладает либо схожими прочностными и пластическими свойствами, либо несущественно превосходит прочностные свойства этой стали после стандартной термической обработки. Величины твердости и ударной вязкости исследуемой стали удовлетворяют требованиям, предъявляемым к котельным сталям и сталям для лопаток паровых турбин.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (Конкурс - МК-2021) (номер гранта № МК-1995.2021.4).

1. Федосеева А., Никитин И., Дудова Н., Кайбышев Р. Влияние условий ползучести и длительного отжига на образование частиц Z-фазы // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 6. С. 1–7.
2. Fedoseeva A., Nikitin I., Dudova N., Kaibyshev R. Effect of creep temperature on Z-phase formation in heat-resistant 9% Cr-3% Co martensitic steel // Mater Sci Eng A. Mater Sci Eng A. 2021. V. 799. P. 140271.
3. Fedoseeva A., Nikitin I., Dudova N., Kaibyshev R. Strain-induced Z-phase formation in a 9% Cr-3% Co martensitic steel during creep at elevated temperature // Mater Sci Eng A. 2018. V. 724. P. 29–36.
4. Sklenicka V., Kucharova K., Svoboda M., Kloc L., Bursik J., Kroupa A. Long-term creep behavior of 9-12%Cr power plant steels // Mater Char. 2003. V. 51. P. 35–48.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-195

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ОБРАЗОВАНИЯ СТАБИЛЬНЫХ ЧАСТИЦ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ 9%Cr СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Федосеева А.Э.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Существенное повышение жаропрочности 9-12%Cr стали мартенситного класса, предназначенных для изготовления элементов котлов и паропроводов, а также элементов роторов и лопаток паровых турбин, работающих при суперсверхкритических параметрах острого пара (температура 600-620°C, давление 25-30 МПа), связано с дисперсией наноразмерных карбонитридов MX, где M означает металл (ванадий, ниобий, титан, тантал или их комбинации) и X означает углерод и/или азот. Карбонитриды MX, выделяющиеся равномерно по объему матрицы в процессе отпуска при температурах 720-800°C, выступают в качестве препятствий для перестройки свободных дислокаций в низкоэнергетические конфигурации либо встраивания свободных дислокаций в уже существующие дислокационные реечные границы [1]. Считается, что дисперсионное упрочнение от этих частиц вносит существенный вклад в общее упрочнение 9-12% Cr мартенситных сталей, стабилизируя реечную структуру троостита отпуска в условиях эксплуатации [1,2].

Основным недостатком карбонитридов MX в 9-12%Cr сталях является их термодинамическая нестабильность в интервале температур 600-700°C, что ведет к замене этих наноразмерых карбонитридов стабильными частицами Z-фазы (CrMN, где M означает ванадий, ниобий, титан, тантал или их комбинации) в процессе ползучести, размер которых может достигать нескольких микрон, что полностью устраняет дисперсионное упрочнение от частиц вторичных фаз [1-3] и резко снижает сопротивление ползучести 9-12%Cr сталей [4]. В более ранних работах было установлено [5-7], что процесс трансформации наноразмерных карбонитридов MX в частицы Z-фазы не вносит существенный вклад в деградацию структуры 9%Cr-3%Co стали в процессе ползучести, пока размер частиц Z-фазы сопоставим с размерами частиц карбонитридов MX [7]. Пластическая деформация – основной фактор, провоцирующий выделение частиц Z-фазы в процессе ползучести [6]. Таким образом, проблема выделения частиц Z-фазы актуальна для жаропрочных сталей, содержащих 9-12%Cr и дополнительно легированных кобальтом, однако, есть все предпосылки предполагать, что частицы Z-фазы можно использовать и для повышения длительной прочности.

Разработка термомеханической обработки для 9-12%Cr сталей с содержанием азота более 0,01% позволит выделить сразу мелкодисперсные стабильные равновесные частицы Z-фазы в исходном состоянии вместо неравновесных карбонитридов MX. Предполагается, что термомеханическая обработка для получения равновесных стабильных частиц Z-фазы в исходном состоянии будет состоять из следующих этапов: нормализация с температур в интервале от 1050 до 1150°C (охлаждение на воздухе), деформация при температуре в интервале от 600 до 680°C со степенями деформации в интервале от 10% до 60% и последующим отжигом при температуре в интервале от 600 до 680°C в течение от 1 до 1000 час, окончательный отпуск при температурах в интервале от 750 до 780°C в течение 3 час. Цель настоящего исследования – провести компьютерное моделирование фазового состава и кинетики выделения и укрупнения вторичных фаз для низкоуглеродистой 9%Cr стали, легированной Co, W и Ta, с использованием программного обеспечения Thermo-Calc и Prisma для определения оптимальных режимов проведения термомеханической обработки.

Для моделирования был использован модельный химический состав 9%Cr стали, легированной Co, W и Ta, соответствующий реальному содержанию легирующих элементов в исследуемой стали, но ограниченный по количеству элементов (в вес.%): Fe (баланс) – 9%Cr – 3%Co – 2.2%W – 0.3%Ta – 2%Cu – 0.02%N. Для определения температуры нормализации, расчет фазового состава осуществлялся при температурах 1050°C, 1070°C,

1100°C и 1150°C. При всех температурах доминирующей фазой являлся аустенит, в небольших количествах присутствовал нитрид TaN с химическим составом (в вес.%) 86%Ta-1%Cr-12%N. Появление δ-феррита не было предсказано компьютерным моделированием фазового состава. С увеличением температуры от 1050 до 1150°C массовая доля нитрида TaN снижается с 0,14% до 0,097% соответственно. Поскольку уход тантала из твердого раствора в виде частиц при аустенизации является нежелательным процессом, то в качестве температуры нормализации будет выбрана температура, обеспечивающая минимальное количество нитридной фазы.

Для определения температуры деформации и последующего отжига было проведено моделирование фазового состава при температурах 600°C, 620°C, 650°C, 680°C и 750°C (как температура стандартного отпуска). Было обнаружено, что при всех температурах, помимо феррита, предполагается присутствие следующих фаз: «Cu»-фаза, фаза Лавеса и Z-фаза. Химический состав Z-фазы представляет собой (в вес.%) 55%Ta-26%Cr-7%Fe-8%N. С увеличением температуры содержание «Cu»-фазы и фазы Лавеса существенно снижается, в то время как содержание Z-фазы остается неизменным и составляет 0,24%. В ранее проведенном исследовании было обнаружено [7], что увеличение температуры испытания до 675°C облегчает образование частиц Z-фазы в 9%Cr стали. В связи с этим, в качестве температуры деформации и последующего отжига будет выбрана температура 680°C, которая обеспечивает высокое содержание Z-фазы одновременно с низкими массовыми долями других вторичных фаз. Чтобы определиться с продолжительностью отжига после деформации был проведен расчет кинетики выделения и роста частиц нитридов TaN и CrTaN в программе Prisma при температуре 680°C. Для расчета в программе Prisma был использован следующий модельный химический состав 9%Cr стали (в вес.%): Fe (баланс) – 9%Cr – 3%Co –0.3%Ta - 0.02%N. В качестве мест зарождения были выбраны дислокации. При плотности дислокаций 2×10^{14} м$^{-2}$ количество мест зарождения составило $8{,}83\times10^{23}$ м$^{-3}$. Было обнаружено, что растворение нитрида TaN с одновременным ростом Z-фазы происходит через 10 часов выдержки при температуре 680°C. При этом размер частиц Z-фазы даже через 1000 час выдержки при температуре 680°C сохраняется в пределах 50 нм.

Таким образом, моделирование фазовых составов и кинетики выделения и укрупнения нитридной фазы и Z-фазы показало, что такие условия проведения термомеханической обработки как нормализация с температуры 1150°C (охлаждение на воздухе), деформация при температуре 680°C со степенями деформации в интервале от 10% до 60% и последующим отжигом при температуре 680°C в течение 10 час, окончательный отпуск при температуре 750°C в течение 3 час, могут обеспечить выделение частиц Z-фазы с размером около 50 нм в исходном состоянии. Последующие работы будут направлены на экспериментальную проверку этих условий.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (Конкурс - МК-2021) (номер гранта № МК-1995.2021.4).

1. Creep Resistant Steels / Abe F., Kern T. U., Viswanathan R., Woodhead Publ. – 2008. – 800 c.
2. Sawada K. et al. Effect of nitrogen content on microstructural aspects and creep behavior in extremely low carbon 9Cr heat-resistant steel // ISIJ international. 2004. Т. 44. №. 7. С. 1243-1249.
3. Danielsen H. K. Review of Z phase precipitation in 9–12 wt-%Cr steels // Mater Sci Technol. 2016. V. 32. P. 126-137.
4. Strang A., Vodarek V. Z-phase formation in martensitic 12CrMoVNb steel // Mater Sci Technol. 1996. V. 12. P. 552-556.
5. Федосеева А.Э., Никитин И.С., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О. Об особенностях образования частиц Z-фазы в мартенситной стали, содержащей 9% Cr, в процессе ползучести при 650°C и их влиянии на ползучесть // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 3. С. 8–15.
6. Федосеева А., Никитин И., Дудова Н., Кайбышев Р. Влияние условий ползучести и длительного отжига на образование частиц Z-фазы // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 6. С. 1–7.
7. Fedoseeva A., Nikitin I., Dudova N., Kaibyshev R. Effect of creep temperature on Z-phase formation in heat-resistant 9% Cr-3% Co martensitic steel // Mater Sci Eng A. 2021. V. 799. P. 140271.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-196

ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПРОПУСКАНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ПОЛИКАПРОЛАКТОНА ПОСЛЕ МОДИФИКАЦИИ В ПЛАЗМЕ

Филиппова Е.О.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Поликапралоктон являются наиболее перспективным биоразлагаемым полимером, используемым в медицине, в частности – в офтальмологии в качестве роговичного имплантата. Одним из основным требований к офтальмологическому изделию является оптическая прозрачность материала, а также хорошая смачиваемость поверхности, которая достигается путем обработки полимера низкотемпературной плазмой.

Цель исследования является – изучение изменения коэффициента пропускания видимого света тонких пленок на основе поликапролактона после модификации в плазме атмосферного давления.

Исходные образцы пленок были получены в результате растворения поликапролактона (Нидерланды) в $CHCl_3$ (Экрос, Россия). Модификацию поверхности полученных пленок проводили с использованием экспериментальной установки низкотемпературной плазмы атмосферного давления (ТПУ). Время воздействия плазмой составило 30, 60, 90 с.

Степень кристалличности определялся с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. Термограммы получались с использованием прибора ТГ/ДСК/ДТА термоанализатора SDTQ 600 (Thermo Electron Corp, США).

Измерение коэффициентов пропускания видимого света τ от длины волны λ производилось с помощью флуоресцентного спектрофотометра Cary Eclipse Fluorescence Spectrophotometer (Agilent, США) в диапазоне длин волн 380−760 нм.

Максимальное значение коэффициента пропускания спектра видимого излучения исходных плёнок поликапролактона наблюдался при $\lambda = 700$ нм и находился в области (56-57)%. Воздействие низкотемпературной плазмы атмосферного давления при 30 секунд экспозиции не снижало коэффициент пропускания пленок, при 60 секунд - снижало τ на 7%. Стоит отметить, что увеличение времени плазменного воздействия до 90с приводило к смещению области пропускания пленок поликапролактона до 25% ($\lambda = 400$ нм) – 40% ($\lambda = 700$ нм).

Степень кристалличности полученной пленки поликапролактона составило 27,5%. Анализ ДСК термограмм до и после воздействия низкотемпературной плазмой при экспозиции 30с на полимерные плёнки показал отсутствие значительных сдвигов температуры плавления, что свидетельствовало об отсутствии выраженный реакций сшивания или разрушения в цепи полимера. Степень кристалличности материала составила 24%, что на 3,5% меньше исходного значения. Подобные явления, как показывают литературные данные [1,2], связаны с ослаблением реакции ионизации в полимерной цепи, возникающие при изменении кристалличности полимера и его средней молекулярной массы. Однако, согласно полученным результатам данной работы, с увеличением времени плазменной обработки поверхности (60 с и выше) кристалличность полимера увеличивается до 40,3%.

При кристаллизации полимера образуются анизотропные структуры – сферолиты, размером более 100 нм, вносящие основной вклад в рассеяние света и являющиеся одной из главных причин недостаточности прозрачности материала. Интенсивность рассеянного света снижается с уменьшением степени кристалличности и среднего размера сферолитов. Таким образом, возможное образование сферолитов в структуре полимера в результате плазменной обработки способствует снижению коэффициента пропускания $\tau(\lambda)$.

В результате проведенных исследований выявлено, что обработка поверхности пленок поликапролактона низкотемпературной плазмой атмосферного давления более 60с снижает коэффициент пропускания видимого света на 7%-10%.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №20-08-00648.

1. Takeuchi N. Cellular compatibility of a gamma-irradiated modified siloxane-poly (lactic acid)-calcium carbonate hybrid membrane for guided bone regeneration // Dental Materials Journal. 2011. P. 1109210186-1109210186.
2. Savaris M., Dos Santos V., Brandalise R.N. Influence of different sterilization processes on the properties of commercial poly (lactic acid) // Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 69. P. 661-667.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-197

КОМПОЗИТЫ Al-Ti, Al-Ti-Si, ПОЛУЧЕННЫЕ ГОРЯЧИМ УПЛОТНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ

Фирсина И.А., Прибытков Г.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Материалы на основе систем Al-Ti и Al-Ti-Si, полученные методами порошковой металлургии, представляют большой интерес в качестве распыляемых мишеней (катодов) для нанесения ионно-плазменных покрытий на металлорежущий инструмент и ответственные детали машин современной техники. Наиболее перспективными с точки зрения свойств осаждаемых покрытий являются катоды, содержащие 50-67 ат.% алюминия [1-4]. Получить плотные материалы такого состава спеканием порошковых смесей Al и Ti невозможно из-за сильного объемного роста [5]. Высокая пористость катодного материала понижает его теплопроводность, что приводит к перегреву рабочей поверхности катода вакуумной дугой и увеличению содержания капельной фракции в плазменных струях.

Цель настоящей работы – структурные исследования катодных материалов, полученных горячим уплотнением порошковых смесей. Смеси составов (ат. %) Al67Ti33, Al50Ti50 и Al30Ti60Si10 готовили из порошков титана: марок ТПП-8 (<160 мкм) и ПТМ (<40 мкм), алюминия ПА-4 (<40 мкм) и кремния КР-00 (<40 мкм). Смеси прессовали вхолодную, а полученные заготовки нагревали в печи для последующего горячего уплотнения. Согласно предварительно проведенным исследованиям при кратковременном (до 15 минут) нагреве прессовок при температурах до 550 °С исходный фазовый состав смеси не изменяется. Микроструктура материалов, полученных горячим уплотнением заготовок различного элементного состава, приведена на рисунке 1.

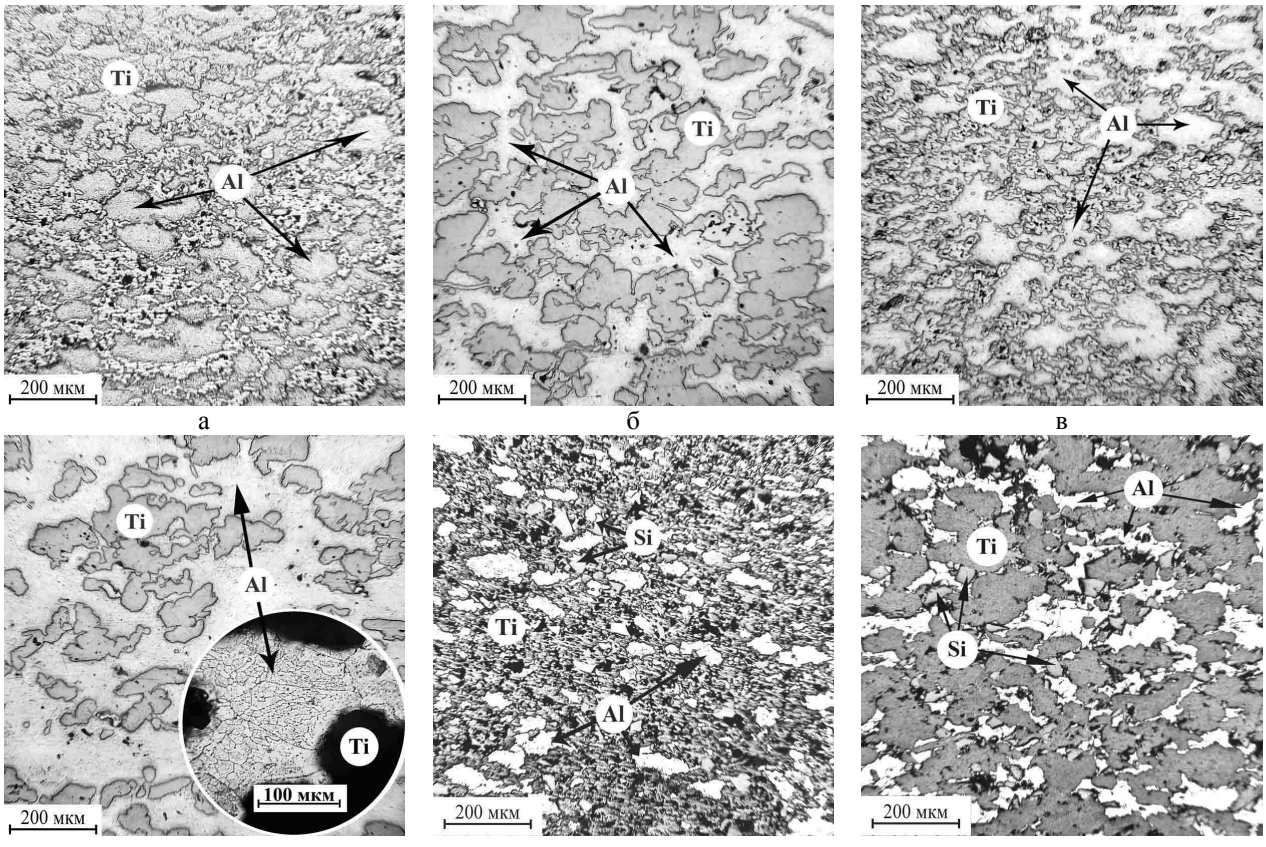


Рис. 1. Микроструктура порошковых композитов различного состава (ат. %) после горячего уплотнения при 550 °С давлением 0,5 ГПа: (а), (б) Al50Ti50; (в), (г) Al67Ti33; (д), (е) – $Al_{30}Ti_{60}Si_{10}$; (а), (в), (д) смеси с титаном ПТМ, (б), (г), (е) смеси с титаном ТПП-8

В микроструктуре композитов с титаном ТПП-8 (рис. 1б, 1г, 1е) видны немногочисленные поры, преимущественно на межфазных границах. В композитах с

титаном ПТМ (рис. 1а, 1в, 1д) количество пор значительно больше, причем бóльшая часть пор находится внутри конгломератов из частиц Ti. Текучесть алюминия при максимальном приложенном давлении горячего уплотнения недостаточна, чтобы заполнить поры внутри конгломератов титановых частиц и обеспечить контакт алюминиевой матрицы со всеми частицами Ti. На уплотнение помимо дисперсности двух использованных порошков титана влияет также их различная твердость. Микротвердость ТПП-8 и ПТМ равна 1490 и 5400 МПа, соответственно. Характер структуры композитов и их пористость определяются объемной долей титана в смесях. При большом содержании алюминия (67 %) он образует матрицу с отдельными включениями титановых частиц или их конгломератов (рис. 1в, 1г). Включения отдельных частиц Ti и их конгломератов оказываются более разреженными, что способствует заполнению промежутков между ними алюминием и, как результат, уменьшению пористости. При минимальном содержании алюминия он локализуется в виде областей различного размера и формы (рис. 1 д, 1е). Остаточная пористость после горячего уплотнения смесей с минимальным содержанием алюминия не превышает 4 %.

Микроструктура алюминиевой матрицы представлена на круглой вставке рисунка 1г. Матрица имеет двухуровневую зеренную структуру, в которой выделяются крупные зерна со сплошными границами. Крупные зерна имеют субструктуру в виде мелких зерен, разделенных более тонкими, местами прерывистыми границами. Судя по размеру, крупные зерна представляют собой исходные частицы алюминиевого порошка, сросшиеся в процессе горячего уплотнения холоднопрессованных заготовок.

Выводы:

1. Горячая допрессовка давлением 0,5 ГПа предварительно нагретых до 550 С холоднопрессованных заготовок из многокомпонентных порошковых смесей на основе Al позволяет получать катодные материалы с остаточной пористостью 3-4 %, которая обеспечивает вакуумную плотность и водонепроницаемость материала.

2. Пористость после горячего уплотнения определяется объемным содержанием алюминия в порошковой смеси и дисперсностью титанового порошка и слабо зависит от давления холодного прессования заготовок.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005.

1. Sing K., Limaye P.K., Soni N.L., Grover A.K., Agrawal R.G., Suri A.K. Wear studies of (Ti-Al)N coatings deposited by reactive magnetron sputtering // Wear. – 2005. Vol. 258. – P. 1813-1824.

2. Hörling A., Hultman L., Oden M., Sjölén J, Karlsson L. Mechanical properties and machining performance of Ti_{1-x} Al_x N-coated cutting tools // Surface & Coating Technology. – 2005. - Vol. 191. – P. 384-392.

3. Kutschej K., Mayrhofer P.H., Kathrein M., Polcik P., Tessadri R., Mitterer C. Structure, mechanical and tribological properties of sputtered $Ti_{1-x}Al_xN$ coatings with $0,5 \leq x \leq 0,75$ // Surface & Coating Technology. – 2005. – Vol. 200. – P. 2358-2365.

4. Сергеев В.П., Федорищева М.В., Воронов А.В., Сергеев О.В., Яновский В.П., Псахье С.Г. Трибомеханические свойства и структура нанокомпозитных покрытий $Ti_{1-x}Al_xN$ // Изв-ия Том. политех. ун-та. - 2006. - Т. 309, № 2. – С. 149-153.

5. Савицкий А.П. Жидкофазное спекание систем с взаимодействующими компонентами. – Новосиб.: Наука СО, 1991. – 184 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-198

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Филиппов А.А.
Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Титан и титановые сплавы имеют широкие перспективы в областях авиакосмической промышленности, судостроения, автомобилестроения и биомедицинских приложений из-за их низкой плотности, высокой коррозионной стойкости и хорошей биосовместимости [1]. Однако низкая износостойкость ограничивает их применение в среде трения [1,2]. Поэтому очень важно расширить применение титана и титановых сплавов в искусственных тазобедренных суставах, в аэрокосмической и других износостойких, высокопрочных и высокотемпературных средах.

Обычно керамические частицы вводят в титан и титановые сплавы для образования композитов с титановой матрицей, армированной частицами, с улучшенными механическими свойствами [3,4]. Армированные частицами композиты с титановой матрицей могут быть получены двумя способами: синтезом ex-situ и синтезом in-situ. Карбидная керамика, такая как TiC, TiB, SiC и ZrC, часто используется в качестве армирующих фаз для производства композитов с титановой матрицей, армированной частицами. Но граница раздела между армирующими частицами и Ti-матрицей часто плохо связана из-за различий в их теплофизических свойствах. В частности, наноразмерные армирующие частицы склонны к сегрегации в композитах с титановой матрицей, что приводит к появлению дефектов, таких как трещины или поры, которые ухудшают их механические свойства.

Чтобы преодолеть эти недостатки, армирующие частицы подбираются таким образом, чтобы они вступали в химическую реакцию с титановой матрицей для образования вторичных фазовых соединений с схожими теплофизическими свойствам (TiB, TiB2, TiC) с сохранением отличной износостойкости и высокой удельной прочности.

В данной работе рассматривается вопрос о влиянии ex-situ и in-situ синтеза на микроструктуру и механические свойства композитов, сформированных методом аддитивного выращивания.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 21-79-10213.

1. Sabahi A.N., Asad S.A., Motallebzadehd A., Shahedi M.A. Effect of TiB2 addition on the elevated temperature tribological behavior of spark plasma sintered Ti matrix composite // Composites Part B: Engineering. 2019. V. 172. P. 271-280.
2. Голышев А.А., Оришич А.М., Филиппов А.А. Законы подобия лазерной наплавки металлокерамических покрытий // Прикладная механика и техническая физика. 2019. Т. 60. № 4 (356). С. 194-205.
3. Фомин В.М., Голышев А.А., Косарев В.Ф., Маликов А.Г., Оришич А.М., Филиппов А.А. // Создание металлокерамических структур на основе TI, NI, WC И B4C с применением технологии лазерной наплавки и холодного газодинамического напыления. Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22. № 4. С. 5-15.
4. Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Оришич А.М., Филиппов А.А. Создание функционально-градиентного материала методом аддитивного лазерного сплавления // Прикладная механика и техническая физика. 2020. Т. 61. № 5 (363). С. 224-234.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-199

ОСОБЕННОСТИ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ИЗДЕЛИЙ ИЗ СУПЕРСПЛАВА, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Суперсплавы (жаропрочные сплавы на основе никеля) создавались и используются для изготовления методом литья (в том числе литья с направленной кристаллизацией) лопаток и других деталей горячих трактов современных газотурбинных двигателей авиационного и энергетического назначения [1]. При этом наилучшими эксплуатационными характеристиками обладают лопатки турбин с направлено кристаллизованной или монокристаллической микроструктурой [1]. Известные на настоящее время технологии литья с направленной кристаллизацией являются чрезвычайно ресурсоемкими. Как в плане образования большой доли фактически невозвратных, или трудно регенерируемых, отходов очень дорогостоящих материалов, так и по трудоемкости с множеством технологических переходов, сложности оборудования и т.п.

В ближайшей перспективе развитие потенциальных возможностей интенсивно развивающихся аддитивных технологий возможно позволит свести технологию лопаток турбореактивных двигателей с монокристаллической микроструктурой к нескольким операциям. И в этом направлении уже имеются ощутимые достижения. Например, авторы недавней работы [2] добились эпитаксиального послойного роста суперсплава Inconel 718 на подложке из направленно кристаллизованного умеренно легированного суперсплава на основе никеля в процессе аддитивной лазерной технологии из порошкового материала (E-LMD). Развитие результатов этого исследования в производство позволит производить ремонт изношенных или поврежденных лопаток турбореактивных двигателей с монокристаллической микроструктурой.

Анализ результатов исследований, проведенных в коллективе авторов настоящей работы, показал, что в процессе электронно-лучевой аддитивной технологии (3-D печати) из филаментов возможно формирование изделий из суперсплава с направленной столбчатой микроструктурой. При этом направленная кристаллизация реализуется исключительно вдоль направления градиента температур и, как правило, с увеличением высоты аддитивного изделия изменяет направление от нормального к плоскости поверхности охлаждаемой подложки до сонаправленного траектории печати в слоях.

Для управления структурой материала аддитивного изделия необходимо понимание принципов кристаллизации в условиях, разнонаправленных составляющих теплоотвода. В настоящей работе представлены результаты анализа тонкой структуры материала аддитивных изделий из никелевого суперсплава во взаимосвязи с параметрами погонной энергии [3] и условий отвода тепла от ванны расплава в процессе формирования изделий.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

1. Каблов Е.Н., Толорайя В.Н., Демонис И.М., Орехов Н.Г. Направленная кристаллизация жаропрочных никелевых сплавов // Технология легких сплавов. 2007. № 2. С. 60-70.
2. Lei Zh., Lu N., Yu X. Epitaxy and new stray grain formation mechanism during epitaxial laser melting deposition of Inconel 718 on directionally solidified nickel-based superalloys // Journal of Manufacturing Processes. 2019. V. 42. P. 11–19.
3. ГОСТ Р ИСО 857-1-2009Сварка и родственные процессы. Словарь. Часть 1 Процессы сварки металлов. Термины и определения.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-200

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОЛИФАЗНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТАХ ZrB_2-ZrC-SiC-BN-CNT

Хань Л., Фотин И.А., Мировой Ю.А., Буякова С.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В качестве материалов трибосопряжения в последнее время особое внимание привлекают керамические композиты. В сравнении с металлическими и углеродными материалами, используемыми в трибосопряжении, отличительной особенностью керамик, является стабильность физико-механических свойств в более широком температурном интервале [1]. Между тем, применение керамических материалов не только в трибосопряжении, но и в других нагруженных элементах машин и механизмов весьма ограничено в следствии их низкой ударной вязкости [2-4]. В настоящее время известны разные подходы по увеличению вязкостью разрушения керамических материалов, их действие направлено на увеличение работы распространения трещин. В этой связи, наиболее эффективным подходом к увеличению вязкости разрушения керамик представляется создание структурно-фазовых условий для одновременной реализации нескольких механизмов диссипации энергии трещин на разных уровнях структурной иерархии. Следует ожидать, что синергетическое действие механизмов увеличения ударной вязкости, реализующихся на разных структурных уровнях, обеспечит нивелирование присущей керамическим материалам имманентной хрупкости. [5-6]

Цель исследований в рамках данной работы - изучение структуры полифазных керамических композитах ZrB_2-ZrC-SiC-BN-CNT.

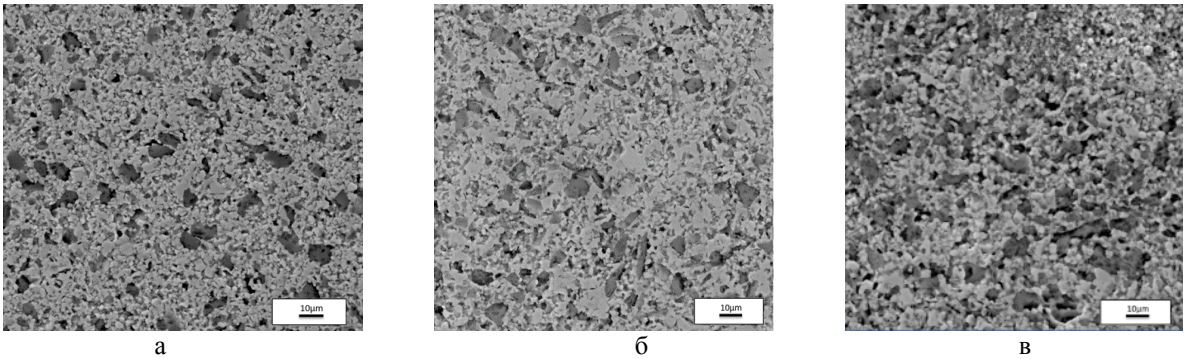
Материалы и методики исследований: В качестве исходных компонентов керамических композитов использованы порошки. Составы порошковых смесей представлены в таблице 1.

Таблица 1– Состав порошковых смесей

№	Обозначение керамики	Состав порошковых смесей
1	ZZSB5	[85%(ZrC(50%) - ZrB_2 (50%)) - SiC (15%)] - BN (5%)
2	ZZSC1	[85%(ZrC(50%) - ZrB_2 (50%)) - SiC (15%)] - CNT (1%)
3	ZZSB5C1	[85 % (ZrC(50%) - ZrB_2 (50%)) - SiC (15%)] - BN (5%)- CNT (1%)

Образцы керамических композитов ZrB_2-ZrC-SiC-BN-CNT были получены горячим прессованием порошковых смесей. Данные о морфологии порошковых смесей и структуре композитов были получены при помощи сканирующего электронного микроскопа TESCAN Vega в режимах обратного рассеяния и вторичных электронов. Анализ фазового состава исходных порошков и композитов был проведен по дифрактограммам.

Результаты и обсуждение: РЭМ-изображения образцов показаны на рис.1. На рисунке 2 приведены рентгеновские дифрактограммы полученных полифазных керамик. Анализ снимков полированных поверхностей композитов показал, что, полученные образцы имеют однородные структуры. По результатам рентгенофазового исследования керамических композитов ZZSB5, ZZSC1 и ZZSB5C1 не наблюдаются фазовые превращения.



а б в

Рис.1. РЭМ изображения образцов: (а) ZZSB5; (б) ZZSC1; (в) ZZSB5C1

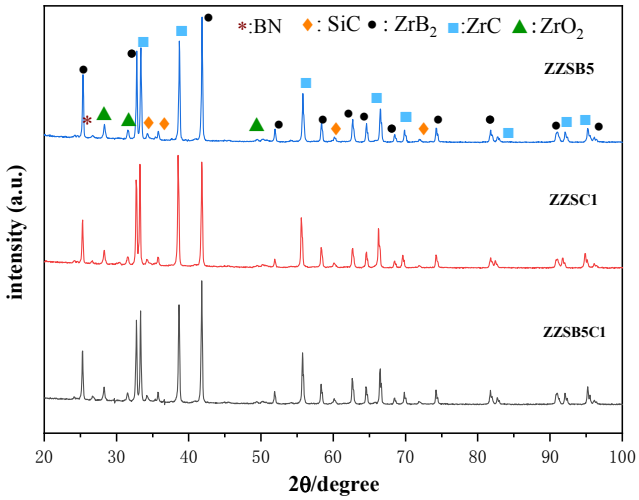


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма образцов

Заключение. Установлено, что композиты ZZSB5C1 с содержанием 5% h-BN и 1% MWCNT имеют наибольшую твердость 28.92 ±0.2 Гпа, по сравнению с композитами состава ZZSB5 и ZZSC1. Будущие исследования будут направлены на исследование механические свойства композитов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009.

1. Squire, T.H., Marschall, J., Material property requirements for analysis and design of UHTC components in hypersonic applications, J. Eur. Ceram. Soc.,2010, vol. 30, pp. 2239–2251.
2. Zhang, X., Li, W., Hong, C., Han, W., Microstructure and mechanical properties of ZrB_2-based composites reinforced and toughened by zirconia, Int. J. Appl. Ceram. Tech., 2008, vol. 5, no. 5, pp. 499–504.
3. Tian, W.-B., Kan, Y.-M., Zhang, G.-J., & Wang, P.-L. Effect of carbon nanotubes on the properties of ZrB_2–SiC ceramics. Materials Science and Engineering: 2008,A, 487(1-2), pp.568–573.
4. Khoeini, M., Nemati, A., Zakeri, M., & Asl, M. S.. Pressureless sintering of ZrB_2 ceramics codoped with TiC and graphite. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2019.
5. Lu, Y., Zou, J., Xu, F., Zhang, G.-J.. Volatility diagram of ZrB_2 -SiC-ZrC system and experimental validation. Journal of the American Ceramic Society, 2018,101(8), pp.3627–3635.
6. Буяков А. С., Мировой Ю.А., Буякова С. П. Влияние низкомодульных включений BN на свойства Y-TZP керамики // Перспективные материалы. 2019. № 4. С. 49-56.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-201

О ВЛИЯНИИ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ КОМПОЗИТНОГО ПОРОШКА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ Co-Cr-Mo СПЛАВА, ФОРМИРУЕМОГО АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ

[1,2]Химич М.А., [3]Ибрагимов Е.А., [4]Яковлев В.И., [1]Толмачев А.И., [1]Чебодаева В.В., [3]Сапрыкина Н.А., [3]Сапрыкин А.А., [1,3]Шаркеев Ю.П.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[4]Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул

Сплав, содержащий 66 мас. % Co, 28 мас. % Cr и 6 мас. % Mo, относится к жаропрочным коррозионностойким, износостойким кобальтовым сплавам, предназначенным для работы в агрессивных средах и при высоких температурах [1]. Порошковые композиции, используемые в селективном лазерном плавлении (СЛП), должны отвечать определенным требованиям: сферическая форма частиц, гранулометрический, фазовый и элементный составы, текучесть, сыпучесть и др. На сегодняшний день порошковые композиции системы Co-Cr-Mo, отвечающие требованиям СЛП, в России можно приобрести у АО «Полема» (г. Тула) [2]. Порошок представляет собой частицы требуемого состава (66 мас. % Co, 28 мас. % Cr, 6 мас. % Mo), гранулометрического состава с размером частиц в интервале 20-70 мкм, фазового состава (стабилизированная высокотемпературная γ-фаза) со сферической или сферически подобной формой частиц. Такой комплекс характеристик получают методами сфероидизации посредством расплавления и скоростной кристаллизации частиц порошка.

Механическое легирование позволяет формировать порошковый материал, удовлетворяющий большей части требований к порошкам для СЛП [3]. Варьирование продолжительности механической обработки порошка влияет на химический и фазовый составы, структуру и свойства конечного изделия, формируемого СЛП [4].

Цель исследования – оценка влияния продолжительности предварительного механического легирования композитного порошка кобальта, хрома и молибдена на структуру и фазовый состав образцов сплава Co- 28 мас. % Cr-6 мас. % Mo, формируемых селективным лазерным плавлением и подвергнутых высокотемпературному отжигу.

Предварительная механическая обработка порошка осуществлялась в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице в защитной атмосфере аргона или на воздухе, при этом продолжительность процесса варьировалась в диапазоне 2-60 минут. СЛП осуществлялось на установке «ВАРИСКАФ-100МВС». Высокотемпературная постобработка СЛП-образцов, полученных из порошка, механически легированного в течение 30 минут в аргоне, осуществлялась при 1050 °C в течение 10 часов в высоком вакууме. Исследования структуры, фазового и элементного состава осуществлялись методами растровой электронной микроскопии, энергодисперсионной спектроскопии и рентгеноструктурного анализа. В качестве механических свойств сплава была выбрана микротвердость по Виккерсу.

Полученные образцы сравнивались с СЛП-образцами, сформированными из коммерческого порошка, которые содержали низкотемпературную ε-фазу с равномерным распределением компонентов, а микротвердость изменялась в диапазоне 3600-5400 МПа при средним значении 4800±300 МПа.

Механическое легирование с продолжительностью 2-20 минут не приводит к равномерному перемешиванию компонентов. В СЛП-образцах присутствуют включения хрома и молибдена, при этом, чем больше продолжительность предварительной механической обработки порошкового материала, тем более равномерно распределены включения в объеме формируемых образцов. Микротвердость изменялась в диапазоне 3300-7800 МПа.

Увеличение продолжительности механического легирования до 30-60 минут приводит

к равномерному распределению компонентов (Co, Cr и Mo). Доля включений хрома и молибдена в образцах сплава не превышает 2 об. %, но формируются включения оксида хрома Cr_2O_3. Их присутствие связано с наличием кислорода в исходных порошках. Микротвердость таких образцов изменялась от 3000 МПа до 4900 МПа.

Высокотемпературная обработка СЛП-образцов привела к частичному уменьшению включений оксида хрома в размерах и равномерному распределению элементов (рис. 1) при микротвердости в интервале 3900 МПа до 5300 МПа и ее среднем значении 4560 МПа.

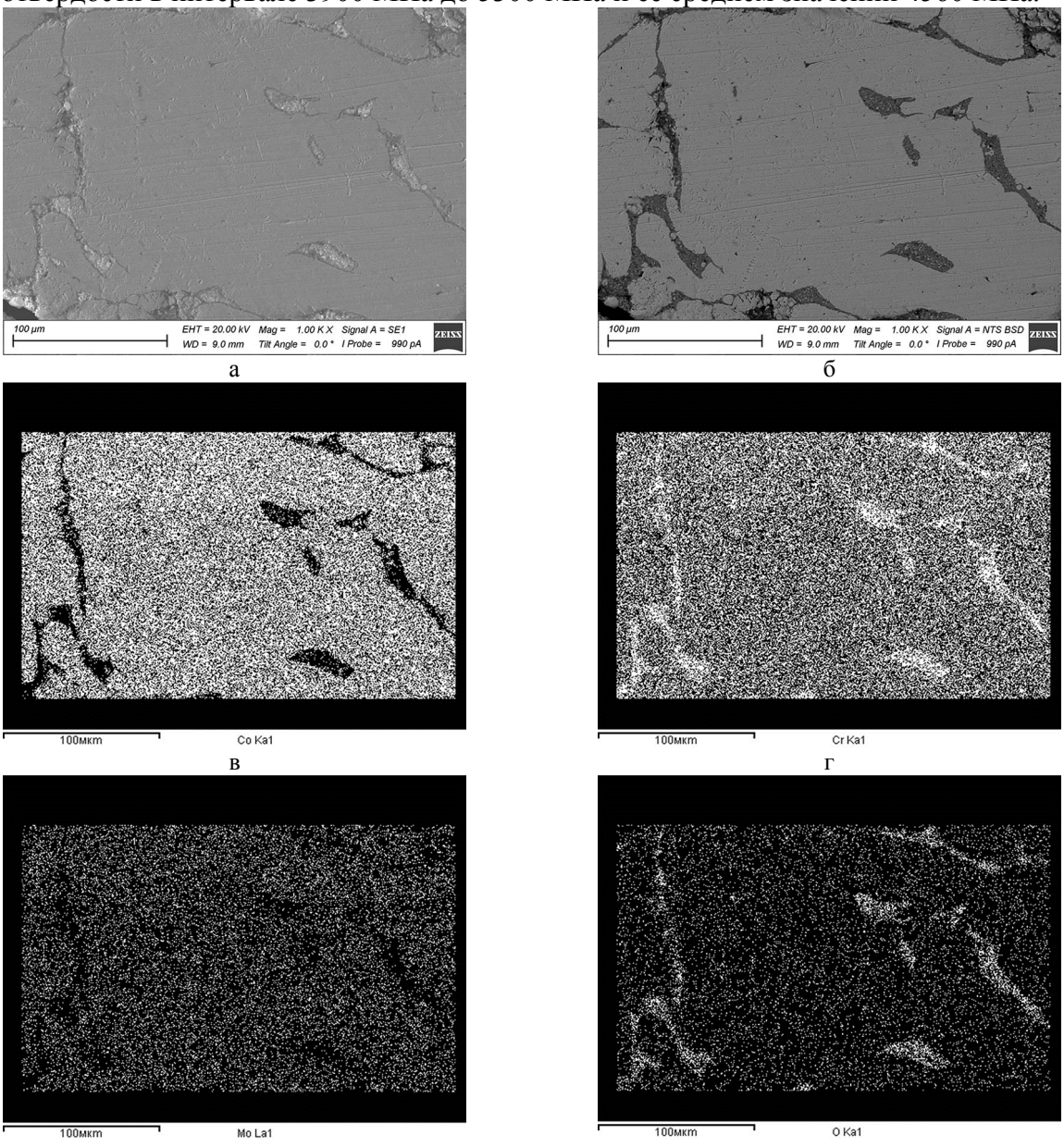


Рис. 1. РЭМ-изображения отожжённого СЛП-образца, полученного из порошка, механически легированного в течение 30 минут в аргоне, во вторичных (а) и в обратно-отраженных электронах (б) и карты распределения элементов (в-е): кобальт (в), хром (г), молибден (д) и кислород (е)

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ, грант №19-48-700022 р_а.

1. Wei D., Koizumi Y., Chiba A., Ueki K., Ueda K., Narushima T., Tsutsumi Y., Hanawa T. Heterogeneous microstructures and corrosion resistance of biomedical Co-Cr-Mo alloy fabricated by electron beam melting (EBM) // Additive Manufacturing. 2018. 24. P. 103-114. Doi: 10.1016/j.addma.2018.09.006
2. Полема. Акционерное общество [Электронный ресурс] // 2021. URL: http://www.polema.net (дата обращения: 23.04.2021).

3. Zhuravleva K., Scudino S., Khoshkhoo M.S., Gebert A., Calin M., Schultz L., Eckert J. Mechanical Alloying of β‑Type Ti–Nb for Biomedical Applications // Adv. Eng. Mater. 2013. 15, No. 4. 262-266. Doi: 10.1002/adem.201200117.
4. Kovalevskaya Zh.G., Sharkeev Yu.P., Khimich M.A., Korchagin M.A., Bataev V.A. Ti-Nb powder alloys for additive technologies // Nanoscience and Technol.: An International Journal. 2017. Vol. 8.№3. pp. 203-210. Doi: 10.1615/NanoSciTechnolIntJ.v8.i3.30.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-202

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНОГО ПОЛИИМИДА

[2]Ло Цзянкунь, [1,2]Буслович Д.Г., [1]Алексенко В.О., [1]Корниенко Л.А., [1,2]Панин С.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Полиимиды (ПИ) являются высокотехнологичнымы инженерными пластиками, обладающими превосходными механическими свойствами и термостойкостью. Это позволяет использовать их как конструкционные термопласты и связующие для композиционных материалов [1,2], реже в качестве подшипников скольжения, так как ненаполненный полиимид при работе в парах трения испытывает значительный износ, что не позволяет применять его в чистом (ненаполненном) виде в качестве антифрикционного материала [3]. При этом известно, что существует ряд твердосмазочных наполнителей, предназначенных для уменьшения износа и коэффициента трения сопряженных деталей в узлах трения. К основным твердосмазочным материалам, которые вводятся в состав полимерных матриц, являются политетрафторэтилен (ПТФЕ), графит, дисульфид молибдена (MoS_2) и ряд других [4].

В последние годы трибологи исследовали поведение твердосмазочных материалов в слабо изученных или даже новых материалах. Полимерные композиты, наполненные волокнами и твердыми смазочными материалами, широко используются в качестве трибоматериалов и эффективны в композициях, которые должны работать без дополнительных смазок.

Авторами настоящей работы в [5] исследованы механические и трибологические характеристики двух- и трехкомпонентных композитов на основе полиимида (ПИ), наполненных политетрафторэтиленом и молотыми углеродными волокнами (200 мкм), в различных нагрузочно-скоростных режимах (PV) и показано, что введение ПТФЕ в полиимид снижает модуль упругости и ухудшает надмолекулярную структуру (неравномерное распределение ПТФЕ в объеме композита). Для решения проблемы повышения прочностных характеристик (модуля упругости и предела прочности) целесообразно использовать рубленные углеродные волокна (длиной несколько миллиметров), а также использовать другие коммерчески доступные твердосмазочные наполнители. Целью настоящего исследования является разработка высокопрочных, твердосмазочных, антифрикционных композитов на основе полиимида, наполненного твердосмазочными наполнителями различной природы (ПТФЕ, Gr, MoS_2) и армированного длинными отожженными углеволокнами (2 мм), для применения в безсмазочных подшипниках скольжения в условиях металло-полимерных и керамо-полимерных трибосопряжений.

В работе использовали порошок ПИ (Solver PI-Powder 1600, China) со средним размером частиц 16 мкм и наполнители: флуралит с диаметром частиц 3 мкм (“Флуралит синтез”, Russia), дисульфид молибдена MoS_2 (Climax Molybdenum, USA, ∅ 1 ÷ 7 μm), а также коллоидный графит С-1(∅ 1 ÷ 4 μm). В качестве волокон использовали рубленные углеродные волокна (Tenax®-A, Teijin Carbon Europe Gmbh) длиной ~2 мм. Заготовки (в форме круглых пластин) для испытаний получали методом горячего прессования при давлении 15 МПа и температуре 370 °С. Скорость охлаждения составляла 2 °С/мин. Твердость по Шору D определяли на приборе Instron 902 в соответствии с ASTM D 2240. Механические характеристики определяли при разрывных испытаниях на электромеханической испытательной машине Instron 5582 при растяжении образцов в форме двойной лопатки (ASTM D 2240). Испытание образцов на изнашивание в режиме сухого трения проводили по схеме «шар-по-диску» при нагрузке P=5 Н и скорости скольжения V=0.3 м/с на трибометре CSEM CH-2000 (ASTM G99). Диаметр контртел, выполненных из

стали ШХ15 и керамики Al_2O_3, составлял 6 мм. Путь испытания равен 1 км, радиус траектории триботрека – 16 мм. Для исследования поверхностей испытанных образцов использовали оптический микроскоп Neophot 2 (Carl Zeiss Jenna, Германия). Надмолекулярную структуру композитов наблюдали с помощью растрового электронного микроскопа LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) при ускоряющем напряжении 20 kV на поверхностях скола образцов с надрезом, механически разрушенных после выдержки в жидком азоте.

Исследованы механические и трибологические характеристики двух- и трехкомпонентных композитов на основе полиимида (ПИ), наполненных длинными отожженными углеродными волокнами (длиной 2 мм) и твердосмазочными коммерчески доступными наполнителями различной природы и одного содержания (10 вес.% ПТФЕ, Gr, MoS_2), в условиях металло-полимерного и керамо-полимерного трибосопряжений (схема «шар-по-диску», нагрузка P=5 Н и скорость скольжения V=0.3 м/с). Установлено, что введение длинных углеродных волокон (С) размером 2 мм и содержанием 10 вес.% увеличивает модуль упругости в 2,5 раза, предел прочности в 1,5 раза. Показано, что наибольшей износостойкостью обладает композит на основе трехкомпонентной смеси с отожженными УВ и ПТФЭ (по сравнению с ненаполненным ПИ интенсивность изнашивания снижается в ~419 раз для металло-полимерного и ~483 раз для керамо-полимерного трибосопряжений. Неорганические твердосмазочные наполнители (Gr, MoS_2) повышают износостойкость композита в 35 (Gr) и 5 (MoS_2) раз для металлополимерного и керамополимерного сопряжений соответственно. На основе сравнительного анализа различных твердосмазочных наполнителей даны практические рекомендации для разработки высокопрочных антифрикционных композитов на основе ПИ для узлов трения с использованием бюджетных армирующих и твердосмазочных наполнителей.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0010, а также в рамках президентского гранта по школе NSh-2718.2020.8, РФФИ № 20-58-00032 Бел_а.

1. Zhao G., Hussainova I., Antonov M., Wang Q., Wang T., Yung D.L. Effect of temperature on sliding and erosive wear of fiber reinforced polyimide hybrids // Tribology International. 2015. V. 82. P. 525–33.
2. Yuan H., Liu X., Ma L., Yang Z., Wang H., Wang J., Yang S. Application of twodimensional MoS2 nanosheets in the property improvement of polyimide matrix: mechanical and thermal aspects. // Compos. Appl. Sci. Manuf. 2017. V. 95. P. 220–228
3. Ye X., Liu X., Yang Z., Wang Z., Wang H., Wang J., Yang S. Tribological properties of fluorinated graphene reinforced polyimide composite coatings under different lubricated conditions. // Compos. Appl. Sci. Manuf. 2016. V. 81. P. 282–288.
4. Peng Z, Xiao W, Xiao-dong W, Pei H, Jun S. Tribology performances of molybdenum disulfide reinforced thermoplastic polyimide under dry and water lubrication conditions // Ind. Lubric. Tribol. 2006. V. 58(4). P. 195–201.
5. Panin S.V., Luo J., Alexenko V.O., Buslovich D.G., Kornienko L.A., Bochkareva S.A., Panov I.L. The effect of annealing of milled carbon fibers on the mechanical and tribological properties of solid-lubricant thermoplastic polyimide-based composites // Polymer Engineering and Science. 2020. V. 60. I. 9. P. 1– 14.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-203

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ ОКСИГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ОКСИДА ЦИНКА

Чебодаева В.В., Седельникова М.Б., Бакина О.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

На сегодняшний день существует необходимость разработки биоматериалов с антибактериальными свойствами и низкой токсичностью для применения в контакте с биологической тканью. Использование различного рода имплантатов в хирургической практике связано с высоким риском развития постоперационных осложнений инфекционно-воспалительной этиологии, которые составляют более 15% [1]. Применяемые в настоящее время методы антибактериальной профилактики и терапии не всегда приводят к гарантированной санации области хирургического вмешательства, что в дальнейшем влечет за собой её реинфекцию, и может способствовать формированию резистентных штаммов микроорганизмов. Многочисленные исследования [2-3] демонстрируют эффективность наночастиц металлов и оксидов металлов в борьбе с бактериями при отсутствие формирования резистентности бактерий. Перспективным является применение наноструктурных оксидов металлов таких как AlO(OH) или ZnO, проявляющих выраженную антимикробную активность, но при этом характеризующихся низким токсическим эффектом в сравнении с монометаллическими частицами (Zn, Ag или Al) [2].

Для лечения поврежденной костной ткани или для ее замены необходимо использовать материалы, обеспечивающие фиксацию в течение длительного времени (12–18 месяцев) [1]. Для этой цели чаще всего применяют титан и его сплавы, которые являются наиболее перспективными для создания имплантатов в силу биосовместимости, коррозионной стойкости и основных механических свойств [1,3].

Целью работы являлось изучение свойств биопокрытий, сформированных методом микродугового оксидирования (МДО) и модифицированных наночастицами оксигидроксида алюминия и оксида цинка. В качестве экспериментальных образцов использовали пластинки с размерами 10×10×1 мм^3 из титана марки ВТ1-0. КФ покрытие наносили на поверхность титана методом МДО на установке «MicroArc–3.0» в анодном потенциостатическом режиме, в электролите на основе водного раствора ортофосфорной кислоты, карбоната кальция и гидроксиапатита [3]. При формировании покрытий использовали следующие параметры: длительность импульса – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц, величина импульсного напряжения – 200 В, длительность процесса – 10 мин. Морфологию и элементный состав КФ покрытий исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе «LEO EVO-50» с приставкой «INCA-350» для энергодисперсионного микроанализа (ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск). Шероховатость измеряли на профилометре 296 (ИФПМ СО РАН, г. Томск). Рентгенофазовый состав покрытий определяли методом рентгенофазового анализа с использованием CoKα-излучения (ДРОН-07, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск). Исследование антибактериальной активности КФ покрытий проводили с помощью стандартного суспензионного метода, оценки чувствительности бактерий *Staphylococcus aureus* ATCC 6538P к действию образцов при облучении ультрафиолетовым светом.

Готовые КФ покрытия модифицировали в суспензиях с нанопорошками AlN и ZnO, для получения в покрытии наночастиц бемита и оксида цинка, соответственно. Перед осаждением наночастиц, суспензии подвергали предварительному ультразвуковому (УЗ) диспергированию агломератов нанопорошков в течение часа. Для получения наночастиц бемита суспензию с образцами нагревали для проведения реакции гидролиза (см. фор. 1), продуктами которой являлись наночастицы AlO(OH) [3].

$$AlN + 2H_20 \rightarrow AlO(OH) + NH_3\uparrow \quad (1)$$

Исследования методом РЭМ показало, что поверхность покрытий, сформированных при напряжении процесса 200 В без модификации, является однородной и представлена структурными элементами сферической формы с порами. Модификация наночастицами оксигидроксида алюминия таких покрытий привела к формированию в покрытии агломератов наночастиц AlO(OH) размером до 10 мкм. Введение наночастиц ZnO приводит к появлению в покрытии агломератов наночастиц ZnO по форме близкой к сферической. При этом покрытие с наночастицами оксида цинка характеризуются более равномерным распределением частиц.

Установлено, что немодифицированные покрытия и покрытия, модифицированные наночастицами AlO(OH) находятся в рентгеноаморфном состоянии, о чем свидетельствует наличие областей диффузного рассеяния на рентгенограмме в области углов 10–45 градусов. После модификации покрытий наночастицами оксида цинка, на рентгенограммах появлялись рефлексы ZnO.

Наибольший антибактериальный эффект оказывают наночастицы ZnO, введенные в КФ покрытие. При этом, количество колониеобразующих единиц (КОЕ) *S. aureus* уменьшилось от 9800 до 20 на 100 мл фильтрата после 6 часов культивирования. КФ биопокрытие с наночастицами оксигидроксида алюминия также проявляет антибактериальные свойства, количество КОЕ уменьшается от 9800 до 7440 на 100 мл фильтрата по сравнению с немодифицированным КФ покрытием.

Таким образом, было установлено, что в результате введения наночастиц происходит изменение морфологии покрытий, их фазового и элементного составов. Исследования антибактериальных свойств покрытий выявило, что введение наночастиц обоих типов приводит к уменьшению количества КОЕ после взаимодействия с модифицированными покрытиями. КФ покрытия, модифицированные наночастицами оксигидроксида алюминия обоих типов показали антимикробный эффект в отношении *S. aureus* штамм 209 через продукты своего растворения, в том числе за счет выхода наночастиц. При этом, покрытия с наночастицами ZnO обладали наиболее заметным антибактериальным действием на микроорганизмы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0007.

1. S. Y. Wong, Q. Li, J. Veselinovic, B. Kim, A. M. Klibanov, P. T. Hammond. Bactericidal and virucidal ultrathin films assembled layer by layer from polycationic N-alkylated polyethylenimines and polyanions // Biomaterials. 2010. Vol.31. P. 4079–4087.

2. Bakina O. V. et al. Flower-shaped Micro/nanostructures Based on AlOOH with Antimicrobial Activity Against E. coli //Current Nanoscience. 2019. Vol. 15. No. 5. P. 525-531.

3. Chebodaeva V.V., Sedelnikova M.B. Structure and Properties of CaP coatings Formed by Micro- arc Oxidation and Modified by ZnO Nanoparticles // AIP Conference Proceedings. Vol. 2310. P. 020055-1–020055-5

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-204

ХЛАДНОЛОМКОЕ СОСТОЯНИЕ И ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ, СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТИПОВ ИХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЁТОК (ГЦК, ОЦК), ПРОЧНОСТИ И НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ

Чернов В.М.

Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва

Исследованы и определены условия возникновения состояний хладноломкости (формирования температур вязко-хрупких переходов Tdbtt) и хрупкого разрушения в таких состояниях металлов с ГЦК (нет хладноломкости) и ОЦК (хладноломкость типична) кристаллическими решётками. Такие условия формируются в металлах их кристаллическими решётками (потенциальными рельефами плоскостей скольжения дислокаций в пластических зонах критических трещин, как концентраторов напряжений), структурно-фазовыми состояниями, низкотемпературной прочностью, упругостью (накопленной упругой энергией), поверхностной энергией и степенью жёсткости напряжённо-деформированных состояний, характеризуемой величиной σ_{22}/σ_{12} (σ_{22} и σ_{12} - нормальная и сдвиговая компоненты напряжения в плоскости распространения трещины). Возникновение критических трещин (концентраторов напряжений) и их быстрое распространение определяют состояние хладноломкости (формирование температуры Tdbtt) и хрупкого разрушения разрывом хладноломких металлов как динамический процесс.

Процесс хрупкого разрушения металлов разрывом в состояниях их хладноломкости характеризуется стадийностью последовательных дислокационных процессов, включающих медленное (термоактивированная подвижность дислокаций) зарождение трещины (1-я стадия) и её медленный термоактивируемый рост до критического размера (2-я стадия). Пластическая деформация металлов на этих стадиях всегда предшествует их хрупкому разрушению на 3-ей динамической стадии, являющейся практически не контролируемым процессом быстрого распространения критической трещины. Зарождение, высокие стартовые напряжения (заторможенный сдвиг, высокая накопленная упругая энергия) и динамическая подвижность дислокаций в пластической зоне критической трещины определяют скорость распространения критической трещины в состоянии хладноломкости металла при высокой жёсткости напряжённо-деформированного состояния разрушаемого металла ($\sigma_{22/}\sigma_{12} \cong 1$). В пластической зоне критической трещины возникает локальный динамический комплекс «фронт критической трещины – дислокация», подвижность которого (распространение критической трещины) определяется и контролируется скоростью его дислокации в динамической области подвижности. Изменения структурно-фазовых и дефектных состояний хладноломких металлов (легирование, термомеханические обработки, облучение) изменяют температурные области возникновения в них состояния хладноломкости (температур Tdbtt) и хрупкого разрушения разрывом.

Скорости дислокаций V_{dyn} в динамических областях их подвижности в пластических зонах критических трещин (концентраторах напряжений) при температуре T определяются из условия $B(T)V_{dyn}=\sigma^{T}_{12}\,b$, где b - вектор Бюргерса дислокации, σ^{T}_{12} – сдвиговая компонента напряжения в пластической зоне трещины (концентраторе напряжения), B(T) - коэффициент вязкого торможения дислокации, определяемый взаимодействием дислокаций с фонон-электрон-магнонными подсистемами разрушаемого металла и обычно уменьшающийся при понижении температуры. В хладноломких металлах может сформироваться критический уровень вязкости торможения скользяших дислокаций Bcr (критические уровени дислокационного амплитудно-независимого внутреннего трения), выше которого в этих металлах хладноломкость не возникает (не формируется температура Tdbtt). Состояние хладноломкости и хрупкого разрушения разрывом (катастрофическое раскрытие и распространение критической трещины) возникает в хладноломких металлах при

выполнении условия $B_{cr}V_{dyn} \leq 2\gamma$ (γ – удельная поверхностная энергия металла, причём $\gamma_{оцк} > \gamma_{гцк}$) и при высокой жёсткости напряжённо-деформированного состояния разрушаемого металла ($\sigma_{22}/\sigma_{12} \cong 1$).

Рассмотрены ГЦК металлы (аустенитная сталь ЭК-164) и ОЦК металлы (Ta, ферритно-мартенситная сталь ЭК-181, сплавы ванадия V-4Ti-4Cr, V-W-Cr, V-Ta-Cr-Zr). Температурные области их хладноломкостей (Tdbtt) определены из экспериментов по ударной вязкости разрушений (образцы типа Шарпи) в области низких температур (300 К – 100 К). В температурных областях хладноломкостей этих металлов неразрушающим методом физической акустики (килогерцевый диапазон частот) получены характеристики амплитудно-независимого дислокационного внутреннего трения, определяемые плотностью дислокаций (дислокационных сегментов) и их вязким скольжением (модель Гранато-Люкке). Наблюдаемые в металлах корреляции температурных зависимостей ударной вязкости разрушения и внутреннего трения дают возможность определения температурных областей их хладноломкостей (Tdbtt) из неразрушающих акустических экспериментов.

В ГЦК металлах (низкие барьеры Пайерлса, низкие стартовые барьеры для движения дислокаций, низкие уровни накапливаемой упругой энергии) при низких температурах (ниже 300 К) наблюдаются высокие уровни внутреннего трения (высокие вязкости скольжения дислокаций) и, как следствие, состояние хладноломкости и хрупкого разрушения не возникает (как типичное явление, исключения неизвестны).

В ОЦК металлах (высокие барьеры Пайерлса, высокие стартовые барьеры для движения дислокаций, заторможенный сдвиг дислокаций, высокие уровни накопленной упругой энергии) при низких температурах наблюдаются низкие уровни внутреннего трения (низкие вязкости скольжения дислокаций) и формируются их хладноломкие состояния (формируются температуры Tdbtt) как типичное явление. Исключением являются металлический Ta и сплав V-Cr-Ta-Zr, в которых наблюдается (относительно других ОЦК металлов) аномально высокое низкотемпературное внутреннее трение (высокие вязкости скольжения дислокаций) при низких температурах (ниже 300 К), что определяет отсутствие в этих металлах состояний хладноломкости (температура Tdbtt не формируется) и хрупкого разрушения разрывом. Физические механизмы такого исключения для ОЦК металлов Ta и V-Cr-Ta-Zr не ясны.

При слабой жёсткости напряжённо-деформированного состояния хладноломких ОЦК металлов ($\sigma_{22}/\sigma_{12} << 1$) критические трещины в них могут распространяться без своего раскрытия (сдвигом) с образованием полос скольжения (разрушение хладноломких металлов сдвигом).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-205

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ Д16 И 1570С ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ВЫСОКОНАГРУЖЕННОМ ФРИКЦИОННОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ СО СЛОЖНОЙ КОНФИГУРАЦИЕЙ КОНТРТЕЛА

Чумаевский А.В., Зыкова А.П., Гурьянов Д.А., Иванов А.Н., Осипович К.С., Княжев Е.О., Панфилов А.О., Гусарова А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сварка трением с перемешиванием является широко применяемым высокопроизводительным процессом получения неразъемных соединений из металлов и сплавов, в том числе из несвариваемых традиционными методами, основанными на плавлении материала. Одними из наиболее приемлемых с точки сварки трением с перемешиванием являются термоупрочняемые и не термоупрочняемые алюминиевые сплавы. Данные виды сплавов имеют существенные отличия в организации зоны перемешивания в процессе сварки, и, особенно, в строении зон термического и термомеханического влияния. Несмотря на большое количество работ в современной литературе в области сварки трением с перемешиванием, лишь небольшое количество из них касаются изучения механизмов пластического течения материала и формирования соединения. Несмотря на то, что в процессе сварки трением с перемешиванием одновременно в различных участках формируемого шва вокруг инструмента происходит большое количество процессов, основных механизмов формирования соединений можно выделить два - адгезионный послойный перенос металла по контуру инструмента и экструзивное выдавливание материала из зоны перед инструмента - в зону за инструментом. Оба механизма формирования зоны перемешивания имеют место при образовании основных структурных зон соединения, но, при исследовании закономерностей организации сварных швов четко разделить эти два процесса невозможно. Известно, что в условиях сухого или адгезионного трения с высокой нагрузкой по краям образцов в процессе испытаний происходит формирование наплывов. Физическая природа образования наплывов может быть различной, от пластической деформации и переориентации кристаллической решетки при сухом трении с невысокими значениями нагружающего усилия, до практически экструзивного выдавливания мелкодисперсного материала при трении с высокими нагрузками. В последнем случае процесс трения из-за специфики нагружения, деформации, фрагментации и последующего выдавливания из зоны трения можно отнести к отдельному - экструзивному виду трения. В формируемых наплывах структура металла имеет существенное сходство по размеру и форме зерен с образуемой при сварке трением с перемешиванием. По этой причине представляется актуальным сопоставление процессов, происходящих при сварке трением с перемешиванием и при экструзивном трении, так как в данном случае процесс будет включать в себя выдавливание материала из зоны трения, и не включать адгезионный послойный перенос материала по контуру инструмента. Но, форма наплывов и существенные отличия в тепловых условиях их образования от имеющихся при сварке трением с перемешиванием не позволяют четко связывать процессы при сварке и экструзивного выдавливания при трении. По меньшей мере, для этого требуется формирование стесненных условий для материала, выдавленного из зоны трения с образованием зоны перемешивания, достаточной для исследования. В работе с использованием трения алюминиевых сплавов в паре со стальными контртелами сложной формы проведены исследования процессов деформации и течения материала, выдавленного из зоны трения и выявлены взаимосвязи структурно-фазового состояния полученных структур с образующимися в зоне перемешивания при сварке. Полученные данные свидетельствуют об аналогичности процессах, происходящих в материале при трении и при сварке трением с перемешиванием.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-206

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ, ФРАГМЕНТАЦИИ И ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ М1 ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ СВАРКЕ И СУХОМ ТРЕНИИ

[1]Чумаевский А.В., [1]Тарасов С.Ю., [2]Лычагин Д.В., [1]Москвичев Е., [1]Зыкова А.П., [1]Гусарова А.В., [1]Калашникова Т.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Фрикционная перемешивающая обработка и сварка широко применяются на настоящее время для получения неразъемных соединений или упрочнения поверхностных слоёв алюминиевых, медных, титановых и прочих сплавов. Данные технологии основаны на эффекте адгезионного трения и сопровождаются интенсивной пластической деформацией материала в зоне перед инструментом, фрагментацией и последующим пластическим течением по контуру инструмента в условиях высокой температуры. В результате сварки или обработки в материале формируется ряд основных структурных зон, к которым относятся зона перемешивания, зона термомеханического влияния и зона термического влияния. В зоне перемешивания структура металла представлена зернами ультрамелкодисперсного масштабного уровня. В зоне термомеханического влияния происходит градиентный переход от недеформированного материала - к материалу зоны перемешивания. Зона термического влияния представлена материалом со следами термического воздействия. Несмотря на большое число работ в области изучения структурных изменений в материалах при фрикционной перемешивающей сварке или обработке в современной литературе недостаточно сведений, касающихся механизмов пластической деформации в зоне термомеханического влияния и взаимосвязи структуры зоны перемешивания с исходной структурой свариваемых или обрабатываемых изделий. Также недостаточно информации по влиянию на процесс пластической деформации и фрагментации материала при фрикционной перемешивающей обработке/сварке исходной ориентации кристаллической решетки и взаимосвязи процессов, происходящих при данных технологических операциях с менее разнородными с точки зрения геометрии сопряжения поверхностей способах деформации, например, при одноосном сжатии, растяжении или трении. При этом, такие исследования необходимы с точки зрения изучения механизмов формирования структуры материала при сварке или обработке и, соответственно, для определения взаимосвязей параметров процесса с формируемыми в материале структурой и свойствами. В настоящей работе для установления взаимосвязи исходной структуры материала со структурой зоны перемешивания был осуществлен процесс фрикционной перемешивающей сварки меди М1 в моно- и поликристаллическом состоянии и сопоставление полученных результатов с деформацией при сухом трении и одноосном сжатии монокристаллов меди.

Проведенные исследования показывают, что имеются общие закономерности процесса фрагментации и деформации материала в зоне термомеханического влияния при фрикционной перемешивающей сварке и сухом трении. При совпадении оси нормального давления с кристаллографическим направлением <111> деформация развивается в том числе посредством образования полос с измененной ориентацией кристаллической решетки как при одноосном сжатии и в локальных областях при трении, так и при сварке трением с перемешиванием. В процессе сварки монокристаллического образца с поликристаллическим происходит образование сложноорганизованной зоны перемешивания с наличием потоков металла со средним размером зерна до 1-2 мкм от поликристалла и потоков с размером зерна до 10 мкм от монокристаллического образца. Образование потоков с крупнозернистым строением от монокристалла и с мелкодисперсным строением от поликристаллического образца обусловлено различной деформацией при фрикционном контакте и свидетельствует о существенной роли исходной структуры в формировании зоны перемешивания.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-207

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ FeNiCoAlX (X=Ta, Nb, Ti), СОДЕРЖАЩИХ ЧАСТИЦЫ γ′- И β-ФАЗ

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Представлены результаты исследования эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) в высокопрочных монокристаллах Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5X (X = Ta, Nb, Ti) (ат.%) в зависимости от размера частиц γ′-фазы (атомноупорядоченная по типу $L1_2$ структура на основе ГЦК решетки), морфологии бимодальной структуры, состоящей из частиц γ′- и β- (атомноупорядоченная по типу B2 –структура на основе ОЦК решетки) фаз, ориентации кристаллов, способа деформации (растяжения/сжатия) и температуры испытания.

На монокристаллах Fe-28Ni-17Co-11.5Al-2.5X (X = Ta, Nb, Ti) установлены общие закономерности влияния размера частиц γ′-фазы. При малых размерах частиц γ′-фазы d≤3 нм в [001]- кристаллах при растяжении величина СЭ составляет 12–14.5%, что в 1.3–1.7 раза превышает теоретический ресурс деформации решетки ε_0=8.7% для данной ориентации при растяжении для γ–α′ мартенситного превращения (МП). При сжатии при малых размерах частиц γ′-фазы d≤3 нм обнаружена СЭ равная 14.5%, которая по величине равна теоретически рассчитанной деформации решетки ε_0=14.5% при сжатии для γ–α′ МП. С ростом размера частиц γ′-фазы d=5–8 нм величина СЭ уменьшается до 4.5–8.3 %. С уменьшением величины СЭ наблюдается уменьшение механического гистерезиса Δσ до 100–150 МПа и увеличение температурного интервала СЭ от 77 до 353К.

При старении при 973К в течение 7–10 часов происходит образование бимодальной структуры, состоящей из частиц γ′-фазы размером d=5–10 нм, когерентно сопряженной с высокотемпературной фазой, и некогерентных частиц β-фазы, богатой никелем. Выделение частиц β-фазы приводит к росту температур МП и к сдвигу температурного интервала СЭ в область высоких температур до 373К. В [001]- монокристаллах с бимодальной структурой величина СЭ изменяется от 8.7% при малой объемной доли β-фазы f=3–5% и d~20 нм до 3.5% при f=10–15% и d>20 нм. В поликристаллах β-фаза снижает пластичность до нуля и СЭ не наблюдается.

Разработано двухступенчатое старение, при котором на первой ступени при температуре 973К происходит выделение частиц одной γ′-фазы, а на второй низкотемпературной ступени при 873К выделение частиц β-фазы. Такой режим старения позволяет управлять температурным интервалом СЭ. Показано, что старение под нагрузкой 120 МПа на второй ступени при 873К создает условия для появления двойного ЭПФ до 2.5–3.5%, резиноподобной обратимой деформации до 2.5% при температуре ниже температуры $T \le M_f$ (M_f – температура конца прямого МП при охлаждении), к развитию СЭ в температурном интервале $M_s < T < A_f$ (M_s - температура начала прямого МП при охлаждении, а A_f - температура конца обратного МП при нагреве) и при $T > A_f$ до 343К.

Проведен термодинамический анализ условий развития СЭ в температурном интервале $M_s < T < A_f$, резиноподобной обратимой деформации при $T \le M_f$ и двойного ЭПФ, который показывает, что для этого необходимо одновременно понизить диссипацию энергии ΔG_{dis} и увеличить упругую энергию ΔG_{el} и $\Delta G_{el} \ge 2–8\ \Delta G_{dis}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-49-04101.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-208

ПОЛУЧЕНИЕ МУЛЛИТСОДЕРЖАЩИХ ПРОДУКТОВ ПЛАВЛЕНИЯ В СРЕДЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ

Шеховцов В.В., Гафаров Р.Е., Бакшанский Р.Ю., Волокитин О.Г.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Интенсивное развитие новых технологий получения керамических композиционных материалов [1] связано с потребностью в продукте, обладающем высокой прочностью, износостойкостью и жаропрочностью, а также стабильными механическими и теплофизическими свойствами при резко меняющихся температурах. К одним из видов перспективной керамики, отвечающим всем заданным свойствам, относится муллит ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$). Обширная сырьевая база для получения муллита, предопределяет разнообразие способов его синтеза.

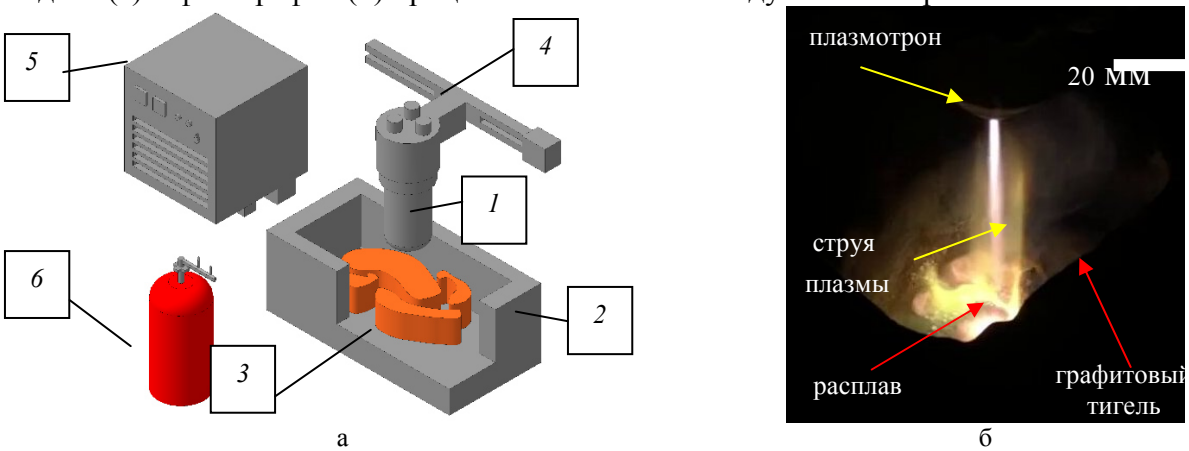
В данной работе рассматривается результаты экспериментальных исследований получения муллитсодержащих продуктов плавления в среде низкотемпературной плазмы. В качестве исследуемых материалов выбраны материалы природного происхождения, а именно бёмит ($Al_2O_3 \cdot H_2O$) и каолин ($Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$). На основе исследуемых материалов изготавливались шихты, где к бёмиту добавлялся каолин в пропорциях 50/50, 60/40 и 70/30 масс. %. В таблице 1 представлен оксидный состав исследуемых материалов.

Таблица 1. Оксидный состав исследуемых материалов

Материал	Содержание соединений, масс. %							
	SiO_2	Al_2O_3	K_2O	Fe_2O_3	TiO_2	CaO	Na_2O	$\Delta m_{пр}$
Бёмит	0,03	99,0	–	0,02	–	–	0,3	0,6
Каолин	47,5	36,9	1,1	0,7	0,6	0,2	0,1	12,9

В зависимости от компонентного состава, соотношение основообразующих оксидов, согласно диаграмме состояния $CaO–Al_2O_3–SiO_2$, варьируется Al_2O_3 / SiO_2 (71 / 21; 77 / 22; 83 / 16 масс. %), содержание CaO находится в пределах 1,2 - 0,9 масс. % соответственно. Таким образом, исследуемые составы попадают в область формирования муллитовой и муллитокорундовой керамики.

Для плавления приготовленных составов, использовался комплекс оборудования, в состав которого входит: электродуговой плазмотрон ВПР-410 (катод), источник питания УПРП-210, система подачи плазмообразующего газа (ротаметр серии LZM-6T), графитовый тигель (анод), линейная система перемещения плазмотрона. На рисунке 1 представлена модель (а) и фотография (б) процесса плавления исследуемых материалов.



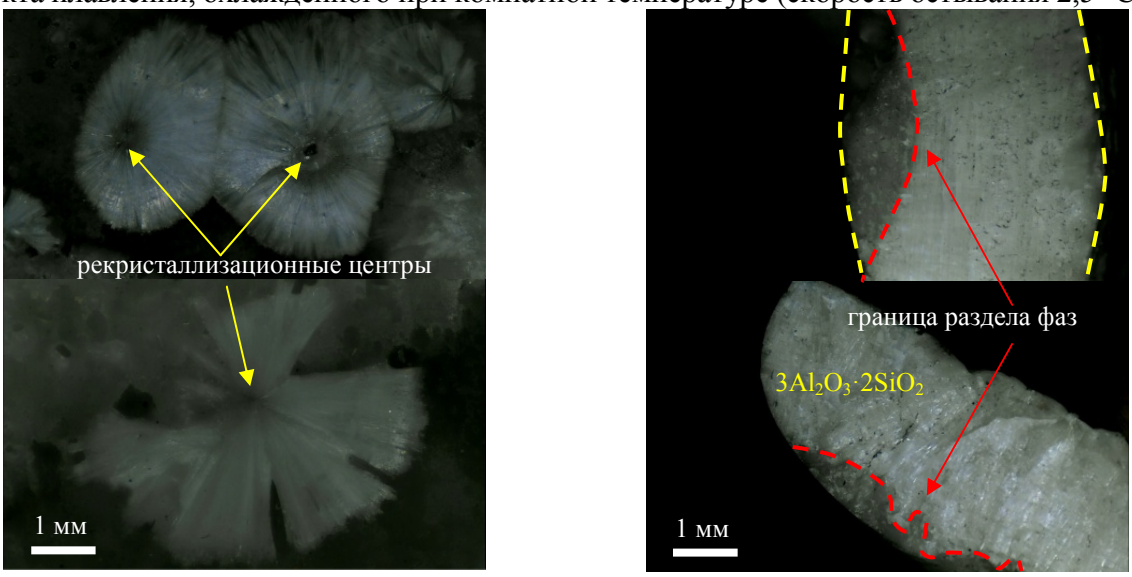
а б

Рис. 1. Плавление гранулированной шихты в среде низкотемпературной плазмы: модель экспериментального комплекса (а); фотография процесса взаимодействия плазменной струи с шихтой (б);
1 - плазматрон; 2 – графитовый тигель; 3 – расплав; 4 – линейная система перемещения плазматрона;
5 – источник питания; 6 – система подачи плазмообразующего газа

Накопленный опыт [2,3] показывает, что оптимальные условия реализации среды низкотемпературной плазмы достигаются при следующих параметрах: сила тока 210 А, напряжение 110 В, расход плазмообразующего газа (воздух) 0,7 г/с. Расчетная среднемассовая температура при таких условиях составляет 5387 °С.

Система линейного перемещения плазмотрона позволяет проводить плавления и исключить перегрев расплава. Эксперименты показали, что при указанных параметрах, вкладываемых в плазменную струю, производится равномерное плавление при скорости перемещения плазмотрона 5 мм/с. Тем самым, процесс плавления 300±5 г материала занимает 8 секунд. На выходе получится гомогенный слиток продукта плавления массой 289±3 г. Охлаждение продукта плавления осуществлялось в открытом тигле при комнатной температуре (средняя скорость охлаждения 2,5 °С/с).

На рисунке 2 представлены оптические снимки поверхности и поперечного шлифа продукта плавления, охлажденного при комнатной температуре (скорость остывания 2,5 °С/с).



а б

Рис. 2. Оптические снимки центров рекристаллизации муллита: центры зарождения рекристаллизации муллита (а); поперечный шлиф продукта плавления с указанием границ раздела фаз (б)

Как можно наблюдать (рис. 2а), интенсивное охлаждение приводит к двухзонному формированию структуры с яркими границами раздела фаз. В частности, образуются центры рекристаллизации вторичного муллита (диаметр ≤ 100 мкм) из которых выходят нитевидно-игольчатые кристаллы муллита пронизывающие участки стеклофазной области. По-видимому, в процессе плавления (при температурах расплава ~1450÷1500 °С) образуются области, соответствующие группам AlO_6, AlO_4 и SiO_2, являющимися зародышами вторичного муллита, обладающего большой стабильностью. Поперечный шлиф (рис. 2б) показал, что в характерных областях формируются каплевидно-волокнистые структуры, проникающие вглубь продукта плавления. Диаметр, глубина таких областей достигает не более 4 и 1 мм соответственно.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10102).

1. Кайракбаев А.К., Абдрахимов В.З., Абдрахимова Е.С. Синтез композиционного теплоизоляционного материала на основе жидкого стекла и солевых отходов производства алюминия // Стекло и керамика. – 2018. – № 3. – С. 30-33.

2. Волокитин О.Г., Шеремет М.А., Шеховцов В.В., Бондарева Н.С., Кузьмин В.И. Исследование режимов конвективного теплопереноса при получении высокотемпературных силикатных расплавов // Теплофизика и аэромеханика. 2016. Т. 23. № 5. С. 789 – 800.

3. Волокитин О.Г., Шеховцов В.В. Перспективы использования низкотемпературной плазмы в строительстве и архитектуре // Физика и химия стекла. 2018. Т. 44. № 3. С. 324 – 327.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-209

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СОЗДАНИЯ SMART-СЛОЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ 3D ПЕЧАТИ

Шипунов Г.С., Баранов М.А., Никифоров А.С.
Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

В настоящее время при эксплуатации конструкций авиационной техники из полимерных композиционных материалов (ПКМ) особое внимание необходимо уделить вопросам, связанным с безопасностью и надежностью таких конструкций [1,2]. Надежность таких конструкций можно обеспечить путём внедрения в их структуру волоконно-оптических датчиков с Брэгговскими решетками. Такие датчики имеют ряд плюсов: малые размеры, высокая чувствительность, возможность мультиплексирования, стойкость к внешним факторам. Однако есть существенный недостаток – хрупкость волоконно-оптической линии. Для исправления такой ситуации предлагается создавать, так называемые, Smart-слои [3]. Такой слой состоит из защитно-позиционного покрытия, волоконно-оптической линии с чувствительными элементами и коннектором для подключения. Слои могут быть изготовлены различными методами из различных материалов, они обеспечивают защиту волоконно-оптических линий от обрыва и точность позиционирования Брэгговских решеток при монтаже на поверхность или внедрение в структуру конструкций из полимерных композиционных материалов.

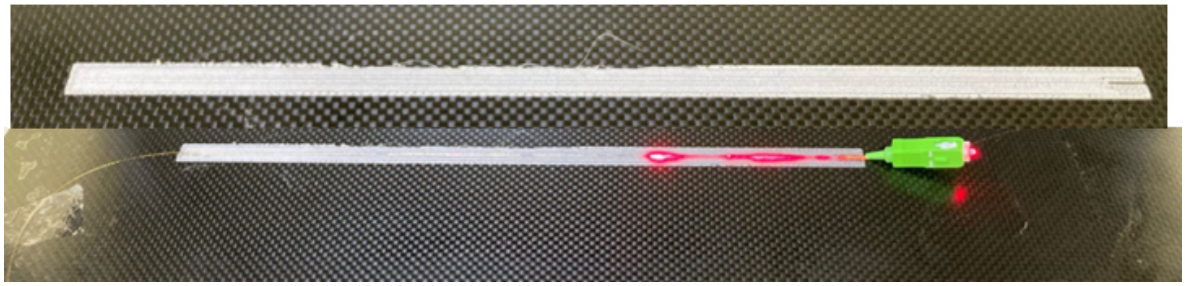


Рис. 1. Smart-слой изготовленный по технологии FDM печати

В данной работе рассматриваются особенности изготовления Smart-слоёв на основе волоконных Брэгговских решеток методом FDM печати (рис.1) с применением 3D принтера и конструкционных пластиков. Приведены особенности подбора технологических режимов, печати, изготовлены прототипы Smart-слоёв для внедрения в структуру деталей из полимерных композиционных материалов (ПКМ). Представлены результаты влияния слоёв на физико-механические характеристики образцов из ПКМ.

Результаты получены при выполнении государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект № FSNM-2020-0026).

1. Зуев М.А., Махсидов В.В., Федотов М.Ю., Шиенок А.М. К вопросу об интеграции оптоволокна в ПКМ и измерении деформации материала с помощью волоконных Брэгговских решеток // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2014. – Т. 20, № 4. – С. 568–574.
2. Mizutani Y., Nagashima K., Takemoto M., Ono K. Fracture mechanism characterization of cross-ply carbon–fiber composites using acoustic emission analysis // NDT&E Int. – 2000. – Vol. 33(2). – Pp. 101–110.
3. Шипунов Г.С., Баранов М.А., Никифоров А.С., Головин Д.В., Тихонова А.А. Исследование влияния Smart-слоя на физико-механические характеристики образцов из полимерных композиционных материалов при квазистатическом нагружении // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. –2020. –No 4. –С. 188–200. DOI: 10.15593/perm.mech/2020.4.16

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-210

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ И ЦИТОСОВМЕСТИМОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Шишелова А.А., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Пористые сплавы на основе TiNi, полученные самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС), являются перспективными имплантационными материалами благодаря реологическому подобию костным тканям и биоинертной поверхности. Биоинертность поверхности сплава обеспечивается плотным слоем интерметаллических оксикарбонитридов, формирующимся в процессе СВС. Известно, что нитриды титана обладают более высокими коррозионными свойствами и способствуют пролиферации клеток [1,2]. Модификация газовой среды в процессе СВС может привести к дополнительному образованию нитридов титана на поверхности пористого СВС-TiNi сплава и, следовательно, улучшению коррозионных свойств и биосовместимости.

Целью работы является исследование влияния газовой среды на структурно-фазовый состав, усталостную прочность и биосовместимость пористых сплавов никелида титана, полученных методом СВС.

Для исследования два пористых сплава были получены методом СВС в режиме постоянного послойного горения в проточном реакторе в атмосферах аргона и азота. Из каждого цилиндрического образца TiNi(Ar) и TiNi(N) электроэрозионной резкой были вырезаны по 7 пластин с размерами 0,7×7×80 мм. Пластины циклически нагружали методом трехточечного изгиба с частотой 20 цикл/мин и прогибом 12 мм на воздухе. Поверхности разрушения пористых образцов в результате циклической нагрузки изучали на растровом микроскопе VEGA3 TESCAN. Для исследования цитосовместимости поверхности пористых сплавов культивировали клетки MCF-7 в течение 72 часов в стандартных условиях при температуре 37°C, 5% CO2 и увлажненной атмосфере. Поверхность пористого СВС-TiNi сплава с осажденный клетками изучали на конфокальном сканирующем зондовом микроскопе «НТ-МДТ» с вакуумной камерой SOLVER HV.

Изучены поверхности усталостного разрушения пористых сплавов СВС–TiNi, полученных в средах аргона и азота. Из 7-ми пористых пластин СВС-TiNi(Ar) разрушились 2 пластины, выдержав 160 000 и 283 000 циклов. Остальные выдержали более 1 млн. циклов без разрушения 12 мм прогиба в течение 10^6 циклов (см. рис. 1а). Из 7-ми пористых пластин СВС-TiNi(N) все образцы разрушились, не достигнув 400 000 циклов изгиба (см. рис. 1б).

Характер разрушения был проанализирован при исследовании поверхности разрушения пористой пластины СВС-TiNi(Ar), выдержавшей минимальное число циклов – 160 000 и пластины СВС-TiNi(N), выдержавшей максимальное число циклов – 365 000.

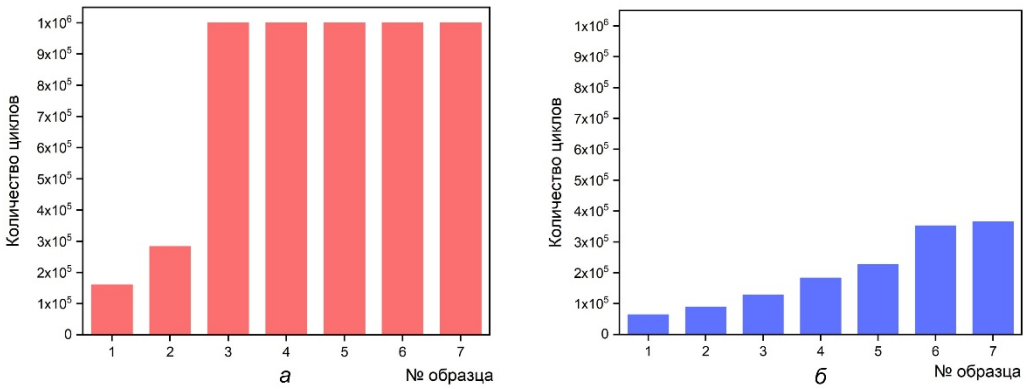


Рис. 1. Численное распределение циклов нагрузки по пористым СВС–TiNi образцам, полученных в среде аргона (а) и азота (б)

Поверхности разрушения перемычек пористой СВС-TiNi(Ar) пластины имеют

смешанный характер разрушения (см. рис. 2а). Мартенситная фаза B19′ TiNi разрушилась квазихрупко в виде плоских фасеток, ограниченных вязкими гребнями остаточного B2-аустенита. Зерна аустенита TiNi разрушились вязко с образованием чашечного рельефа без типичного включения на дне. Многочисленные неметаллические включения разрушились хрупко, с образованием мелких плоских сколов. На всех исследованных участках поверхностный слой пористого каркаса разрушился хрупко в виде выступающего бордюра с гладкой поверхностью скола

Поверхности разрушения перемычек пористой СВС-TiNi(N) пластины в основном содержит участки хрупкого разрушения (см. рис. 2а). Часто встречаются участки квазихрупкого разрушения мартенситной фазы B19′ в сочетании с глубокими трещинами, пронизывающие всю поверхность разрушения перемычки. Это свидетельствует о более напряженном состоянии матрицы СВС-TiNi(N) образцов. На поверхности и в матрице обнаружены многочисленные хрупко растрескавшиеся включения. Поверхностный слой пористого каркаса разрушается хрупко, но в данном случае на нём также прослеживаются трещины.

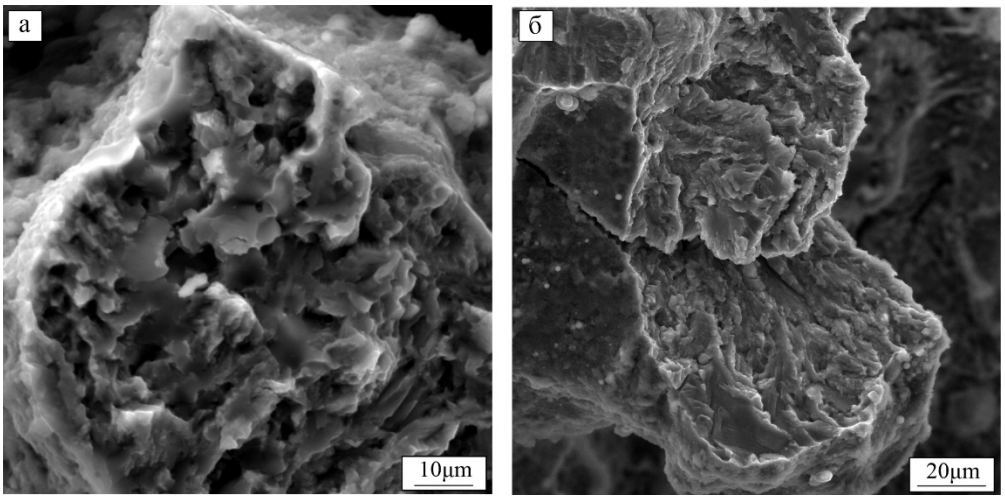


Рис. 2. Участки разрушения пористого каркаса СВС–TiNi образцов, полученных в среде аргона (а) и азота (б)

В результате исследования методом конфокальной микроскопии обнаружено, что для обоих образцов СВС-TiNi(Ar) и СВС-TiNi(N) с осажденными клетками MCF-7 наблюдается высокая плотность и однородность распределения клеточной массы. Процент покрытия поверхности клетками составляет 75 % для СВС-TiNi(Ar) и 90% для СВС-TiNi(N). Следовательно, инертная среда азота в процессе получении пористого СВС-TiNi(N) сплава благоприятно влияет на цитосовместимость сплава и увеличивает её.

В результате исследования установлено, что пластины СВС-TiNi(N) обладают меньшей выносливостью, чем СВС-TiNi(Ar). Причиной низкой выносливости этих сплавов является высокая структурно-фазовая неоднородность, напряженность матрицы и присутствие большого количества хрупких фаз в поверхности и пористом каркасе. Однако процент покрытия клетками поверхности пористого СВС-TiNi(N) сплава превышает TiNi(Ar), что свидетельствует о благоприятном влиянии среды азота на биохимическую совместимость.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (проект № 19-72-10105).

1. Yasenchuk Y. et al. Biocompatibility and clinical application of porous TiNi alloys made by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) // Materials. – 2019. – Т. 12. – №. 15. – С. 2405.
2. Yeung K. W. K. et al. Surface mechanical properties, corrosion resistance, and cytocompatibility of nitrogen plasma‐implanted nickel–titanium alloys: A comparative study with commonly used medical grade materials //Journal of Biomedical Materials Research Part A. – 2007. – Т. 82. – №. 2. – С. 403-414.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-211

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ti-Al-N ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Шугуров А.Р.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Керамические покрытия, обладающие высокими твердостью, стойкостью к окислению и термической стабильностью, находят все более широкое применение для повышения износостойкости и защиты от коррозии деталей и механизмов в обрабатывающей, автомобильной, авиакосмической и других отраслях промышленности. Однако высокая твердость керамических покрытий часто сопровождается их низкой трещиностойкостью (вязкостью разрушения). При этом трещиностойкость является одним из ключевых параметров, обеспечивающих высокую износостойкость защитных покрытий. Во-первых, образование трещин в покрытии позволяет кислороду легко проникать к поверхности подложки, вызывая ее интенсивное окисление, особенно при трении в условиях повышенных температур. Во-вторых, трещины, распространяющиеся с поверхности в глубь покрытия, могут отклоняться вдоль его границы раздела с подложкой, способствуя его отслоению и скалыванию. Подавление распространения трещин позволяет существенным образом снизить адгезионное, абразивное и усталостное повреждение покрытий. Поэтому повышение трещиностойкости керамических покрытий является одной из важнейших задач физического материаловедения.

Целью данной работы являлось детальное исследование деформации и разрушения керамических покрытий на основе системы Ti-Al-N при механическом нагружении, направленное на поиск способов повышения их трещиностойкости. Исследования проводили в четырех направлениях:

1. Изучено влияние толщины покрытий на характер их разрушения.
2. Проведен анализ закономерностей разрушения при механическом нагружении многослойных покрытий на основе Ti-Al-N с чередующимися твердыми керамическими и вязкими металлическими слоями.
3. Исследовано влияние адгезионной прочности покрытий Ti-Al-N к подложке на их стойкость к растрескиванию и скалыванию при механическом нагружении.
4. Изучена роль легирования покрытий Ti-Al-N дополнительными химическими элементами, изменяющими характер химической связи в твердом растворе Ti-Al-N, в повышении их вязкости разрушения.

При проведении исследований учитывалось, что степень эффективности указанных подходов в повышении стойкости покрытий к разрушению может существенно зависеть от схемы их нагружения. В частности, если стойкость покрытий к образованию трещин под действием напряжений, развивающихся в плоскости покрытия, определяется их пределом прочности при растяжении, то при контактных нагрузках, приложенных нормально к плоскости покрытия, значительную роль играет его несущая способность, т.е. сопротивление изгибной деформации, особенно в случае твердого покрытия на мягкой подложке. Поэтому были проведены исследования закономерностей разрушения покрытий на основе системы Ti-Al-N методами одноосного статического растяжения и скретч-тестирования.

Покрытия наносили методом реактивного магнетронного распыления на вязкие подложки из стали 12Х18Н9Т и титана. Для испытаний на одноосное растяжение подложки вырезали методом электроискровой резки в форме двусторонней лопатки с размерами рабочей части 21×3 мм^2. Для скретч-тестирования подложки изготавливали в виде квадратных пластин с поперечными размерами 10×10 мм^2.

Установлено, что оптимальная толщина покрытий в первую очередь определяется условиями их нагружения. В условиях, когда под действием приложенной нагрузки в покрытиях развиваются только напряжения, действующие в плоскости, параллельной границе раздела покрытие/подложка, предпочтительно использовать тонкие покрытия.

Несмотря на то, что количество трещин в керамических покрытиях возрастает с уменьшением их толщины, тонкие покрытия обладают существенно более высокой стойкостью к скалыванию с подложки, что является ключевым фактором, определяющим их высокую защитную способность. Если к покрытиям дополнительно прикладывается нагрузка, направленная перпендикулярно к их поверхности, то их оптимальная толщина определяется необходимостью баланса между трещиностойкостью, стойкостью к отслоению и несущей способностью (изгибной жесткостью).

При разработке многослойных покрытий на основе системы Ti-Al-N перспективной является комбинация хрупких керамических и вязких металлических слоев. При этом керамические слои, с одной стороны, должны быть достаточно толстыми, чтобы обеспечить высокие твердость и изгибную жесткость покрытия, а с другой – достаточно тонкими, чтобы не вызывать его хрупкое разрушение. Толщина металлических слоев должна быть достаточной для обеспечения высокой вязкости разрушения покрытия, но существенно меньше, чем у керамических слоев, чтобы не вызывать значительного снижения его твердости и изгибной жесткости. Оптимальное соотношение толщин керамических и металлических слоев определяется соотношением их физико-механических характеристик.

Важным требованием к созданию защитных керамических покрытий на основе Ti-Al-N является обеспечение их сильной адгезии к подложке. Несмотря на то, что прочность границы раздела покрытие/подложка не оказывает существенного влияния на их трещиностойкость как при одноосном растяжении, так и при скретч-тестировании, она играет определяющую роль в подавлении отслоения и скалывания покрытий.

Одним из наиболее перспективных направлений конструирования защитных покрытий основе системы Ti-Al-N с улучшенными физико-механическими характеристиками является введение в них легирующих элементов, изменяющих их электронную структуру и характер химической связи. Ключевым преимуществом данного подхода является возможность повысить трещиностойкость и адгезионную прочность керамических покрытий без существенного снижения их твердости и изгибной жесткости. В результате удается получить покрытия, обладающие высокой стойкостью к разрушению в различных условиях нагружения. В частности, легирование Ta покрытий Ti-Al-N позволило не только уменьшить плотность распределения трещин, формирующихся в них при одноосном растяжении, но и подавить их катастрофическое разрушение при скретч-тестировании.

Основные принципы конструирования защитных покрытий на основе системы Ti-Al-N, лежащие в основе разработанной феноменологической модели их механического поведения при внешних нагрузках, будут востребованы при разработке новых типов покрытий с улучшенными свойствами. При этом в зависимости от требований, предъявляемых к данным покрытиям, могут использоваться как отдельные подходы (варьирование толщины, создание многослойной архитектуры и т.д.), так и их комбинация, что обеспечит синергетический эффект в повышении их характеристик.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-212

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И УСТОЙЧИВОСТИ МЕТАМАТЕРИАЛОВ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ CAE FIDESYS

Яковлев М.Я., Танасевич П.С., Вершинин А.В., Левин В.А.
Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

Метаматериалами называются композиционные материалы, свойства которых определяются в первую очередь их геометрической (ячеистой [1]) микроструктурой, а не свойствами входящих в их состав компонент. Доклад посвящён численному моделированию метаматериалов, обладающих отрицательным коэффициентом теплового расширения [2]. Такие материалы при нагревании сжимаются или не меняют своих размеров. NTE-метаматериалы (*англ.* negative thermal expansion [3]) изготавливаются с помощью 3D-печати из двух компонент с различными механическими и тепловыми свойствами (у обеих коэффициенты теплового расширения – положительны). На рис. 1 приведена структура ячейки такого метаматериала. Черным цветом изображена медь (более твёрдая компонента с меньшим коэффициентом теплового расширения), серым – полимер (более мягкая компонента с большим коэффициентом теплового расширения).

В работе моделировались эффективные теплофизические свойства NTE-метаматериала и исследовалась их зависимость от геометрических параметров ячейки. Расчёты проводились с помощью программного модуля Fidesys Composite CAE-системы “Fidesys” [4]. Для оценки эффективного коэффициента теплового расширения метаматериала на его ячейке периодичности V_0 решалась краевая задача теории упругости с учётом температурного расширения:

$$\begin{aligned} \nabla\sigma^{el} &= 0 \\ \sigma^{el} &= \sigma - \sigma^{th} \end{aligned} \qquad (1)$$

При этом к ячейке прикладывались периодические граничные условия [5], после чего она нагревалась на ΔT. Под действием температуры объём деформировался.

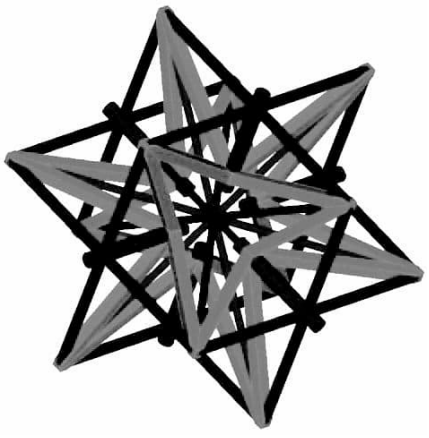


Рис. 1. Структура метаматериала

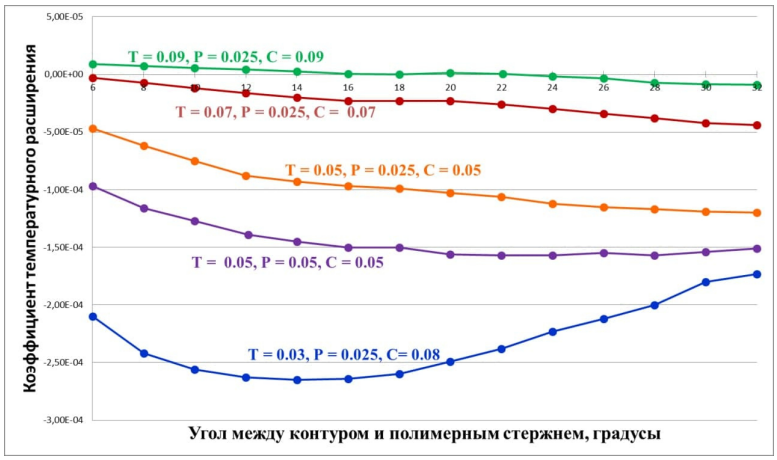


Рис. 2. График зависимости коэффициента температурного расширения от угла наклона полимерного стержня

Эффективное температурное расширение моделировалось формулой:

$$\varepsilon_{ij}^{th} = \alpha_{ij}\Delta T \qquad (2)$$

Эффективные коэффициенты теплового расширения вычислялись из соотношения [6]:

$$\alpha_{ij} = \frac{\varepsilon_{ij}^{e}}{\Delta T} \qquad (3)$$

Анализ зависимостей этих коэффициентов от параметров модели показал следующие результаты. Во-первых, существует возможность подбора параметров ячейки, при которых метаматериал имеет нулевой эффективный коэффициент температурного расширения – то есть при изменении температуры сохраняет свои размеры. Во-вторых, при определённых

комбинациях параметров эффективный коэффициент – отрицательный, а модуль его достаточно большой (равен коэффициенту теплового расширения полимера). На рис. 2 представлена зависимость коэффициента температурного расширения от угла наклона между медным контуром и полимерным стержнем. На графике введены следующие обозначения: толщина медного контура ячейки – T, толщина полимерного стержня – P, толщина медной диагонали – C. Размеры приведены в отношении к общему размеру ячейки.

Для более глубокого исследования свойств полученной модели производились расчёты на устойчивость данной ячейки к тепловым деформациям. Результаты расчётов показали, что увеличение толщины медных диагоналей и контура модели – позволяет расширить диапазон температур, в котором рассматриваемый метаматериал сохраняет устойчивость. Толщина полимерного стержня также влияет на устойчивость: существует некоторое оптимальное её значение (зависящее от толщины контура и диагоналей), при котором диапазон температур наиболее широк.

Так, к примеру, для ячейки с наименьшим коэффициентом температурного расширения, параметры которой соответствуют нижнему графику, представленному на рис. 2 (T = 0.03, P = 0.025, C = 0.08), предельное значение температуры, до которого модель устойчива, составляет 105ºC. А для ячейки с околонулевым коэффициентом температурного расширения, параметры которой соответствуют верхнему графику (T = 0.09, P = 0.025, C = 0.09), предельное значение температуры – 129ºC. Видно, что структура стала более устойчивой при увеличении толщины медного контура и диагональных стержней – а также коэффициент теплового расширения стал близок к нулю.

Таким образом, результаты расчётов показывают, что подбор геометрических параметров ячейки указанной формы позволяет добиться как отрицательного эффективного коэффициента теплового расширения, достаточно большого по модулю, так и околонулевого эффективного коэффициента. При этом ячейка остаётся устойчивой в достаточно большом диапазоне температур.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых - докторов наук МД-208.2021.1.1.

1. Левин В.А., Зингерман К.М., Яковлев М.Я., Курденкова Е.О., Немтинова Д.В. О численной оценке эффективных характеристик периодических ячеистых структур с использованием балочных и оболочечных конечных элементов с помощью CAE Fidesys // Чебышёвский сборник. Т. 20, №2, 2019. – С. 528–541.
2. Танасевич П.С. К вопросу о численном моделировании термомеханических свойств двумерных решётчатых структур с помощью CAE Fidesys [Электронный ресурс] // Материалы Международного молодежного научного форума «ЛОМОНОСОВ-2020», секция «Математика и механика», подсекция «Вычислительная механика».
3. Qiming Wang, Julie A. Jackson, Qi Ge, Jonathan B. Hopkins, Christopher M. Spadaccini, and Nicholas X. Fang. Lightweight Mechanical Metamaterials with Tunable Negative Thermal Expansion // Physical Review Letters, Vol. 117, 2016 – Article ID 175901.
4. Официальный сайт ООО «Фидесис» [Электронный ресурс] – Режим доступа: http://cae-fidesys.ru/
5. Levin V.A., Zingerman K.M., Vershinin A.V., Yakovlev M.Ya. Numerical analysis of effective mechanical properties of rubber-cord composites under finite strains // Composite Structures, Vol. 131, 2015. – P. 25–36.
6. Vdovichenko I.I., Yakovlev M.Ya., Vershinin A.V., Levin V.A. Calculation of the effective thermal properties of the composites based on the finite element solutions of the boundary value problems [Электронный ресурс] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, V. 158, I. 1, 2016. – Article 012094. – Режим доступа: http://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/158/1/012094/pdf

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-213

ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ И ТВЕРДОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ В КЕРАМИКАХ TiB_2-SiC

[1]Ян Сяо, [2]Бурлаченко А.Г., [1,2]Буякова С.П.

[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Увеличение скоростных режимов движения транспортных средств, скоростных режимов эксплуатации пар трибосопряжения в машинах и механизмах диктует необходимость разработки материалов, сохраняющих эксплуатационные характеристики в экстремальных трибонагруженных условиях. Особый интерес с точки зрения использования в узлах трибосопряжения представляют керамические композиты на основе боридов и карбидов переходных металлов. Присутствие в такой керамической включений SiC при трибосопряжении обеспечивает формирование стеклофазы, что следует рассматривать как благоприятный фактор с точки зрения уменьшения коэффициента трения и залечивания микродефектов структуры, формирующихся в процессе трения.

Цель исследований – получение и изучение свойств керамических композиционных материалов TiB_2 – SiC.

Исследования проводились на керамиках TiB_2-SiC с содержанием SiC от 0 до 25 объёмн. %. Порошковые системы TiB_2 - SiC предварительно были подвергнуты механической обработке в течение 3 мин. Синтез композитов проводился методом горячего прессования при температуре 1800 ^oC, давлении 40 МПа с изотермической выдержкой в течение 10 мин. в атмосфере аргона.

На рисунке 1 приведены результаты исследований влияния содержания карбида кремния в матрице TiB_2 на модуль упругости и твердость, полученные при индентировании алмазной пирамиды Берковича. Согласно полученным данным модуль упругости и твердость возрастали пропорционально содержанию карбида кремния в композитах. Так, для образцов TiB_2 модуль упругости составил 330±5 ГПа, а при добавлении 25 объёмн. % SiC 437±7 ГПа. Введение включений SiC в матрицу TiB_2 привело к увеличению твердости от 39±3 ГПа до 48±5 ГПа при содержании SiC 25 объёмн. %.

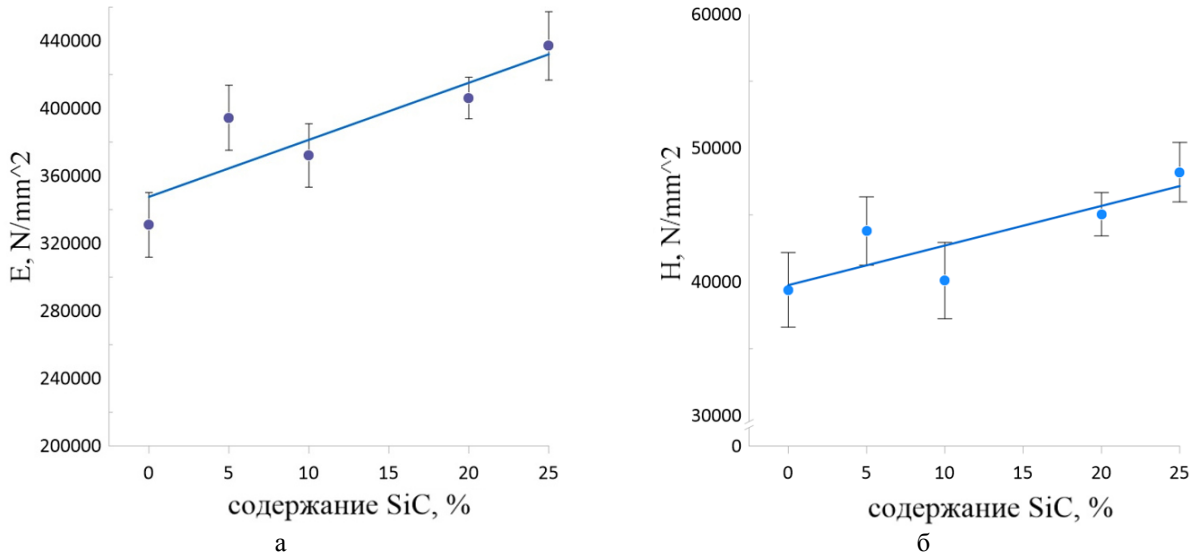


Рис. 1. Зависимости модуля упругости (а) и твердости при индентировании алмазной пирамиды Берковича (б) керамических композиционных материалов TiB_2-SiC от содержания SiC

Работа проводилась в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер проекта FWRW-2021-0009.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-214

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ В АДДИТИВНО ПОЛУЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЯХ

[1,2]Яхин А., [1]Казаченок М.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В настоящее время перспективным направлением является 3D-печать металлических изделий, в том числе титановыми сплавами [1,2]. Однако получение крупных изделий данными методами по ряду причин пока не достигнуто. В связи с этим актуальным является соединение аддитивно полученных изделий. В области авиа- и ракетостроения, с целью получения качественных сварных соединений, рассматривается высокотехнологичный электронно-лучевой метод, который достаточно хорошо изучен с точки зрения технологии и подходов, для титановых сплавов, полученных традиционными методами [3,4].

Однако на текущий момент нет общепринятого подхода, в связи с существенным влиянием многих параметров и исходного материала на структуру и свойства полученных соединений. Также недостаточно исследованы зависимости параметров электронно-лучевой сварки на формирование микроструктуры [5]. Таким образом актуальным является исследование зависимостей параметров электронно-лучевой сварки на формирование микроструктуры, и соответственно, свойств титановых изделий, полученных как традиционными, так и аддитивными методами.

В данной работе выполнена электронно-лучевая сварка (ЭЛС) прокатанных образов и образцов, полученных методами электронно-лучевой проволочной аддитивной технологии (англ. Wire-feed Electron Beam Additive Manufacturing – EBAM) и селективного лазерного плавления (англ. Selective Laser Melting – SLM). Целью данной работы является проведение сравнительного анализа зависимостей глубины проплавления и структуры сварочных зон от параметров ЭЛС для образцов, полученных по различным технологиям. Выбор определенных параметров обусловлен толщиной образцов и равномерным плавлением с поддержанием устойчивой гидродинамики парового канала шва. Толщина исследуемых образцов составляла 10 мм. Фокусировка луча осуществлялась на поверхности при токе пучка равном 569 мА. Ускоряющее напряжение составляло 30 кВ для всех рассматриваемых режимов сварки.

При разработке технологий электронно-лучевой сварки (ЭЛС) изделий в ряде случаев целесообразно применение режима сквозного проплавления металла свариваемого изделия, так как это обеспечивает более качественное формирование сварного шва и улучшение его механических свойств [6,7].

Для улучшения качества сварного шва при ЭЛС часто используют осцилляцию электронного луча, которая позволяет получить оптимальную геометрию зоны проплавления в металле [7]. В работе проводилось сравнение влияний точечной осцилляции и статического луча на формирование сварного соединения.

Показано различное влияние силы тока при электронно-лучевой сварке на глубину проплавления и микроструктуру в зависимости от метода получения исходных образцов. Образцы SLM демонстрируют в этом случае более высокую проплавляющую способность, чем прокатанные образцы. Показана наследственность структуры сварного соединения в зависимости от структуры исходного материала.

Проведенные измерения геометрических характеристик сварного шва также указывают, что проплавляющая способность аддитивно полученных образцов выше, чем у образцов, полученных традиционным методом прокаткой. Исследовано изменение фазового состава при формировании сварного соединения и проведена оценка величин внутренних напряжений. Как известно, ширина вершины сварного шва влияет на величину внутренних растягивающих напряжений, и чем больше ширина, тем выше значения напряжений. Исходя

из данного утверждения показано влияние скорости сканирования на величину ширины вершины сварного шва и внутренних напряжений.

Проведен дюрометрический анализ полученных швов и выявлены зависимости значений микротвердости от параметров электронно-лучевой сварки. Показаны корреляции между удельной мощностью луча, поглощаемой образцами, микроструктурой и микротвердостью.

Продемонстрировано влияние параметров ЭЛС на электрическое сопротивление зоны сварного соединения, в соответствии с особенностями формирования микроструктуры.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0010.

1. Zhang D., Sun S., Qiu D., Gibson M. A., Dargusch M. S., Brandt M., Qian M., Easton M. Metal Alloys for Fusion-Based Additive Manufacturing // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20. 1700952.
2. Hasan S.F., Casey R.S., Kazunori H. Metal Additive Manufacturing for Microelectromechanical Systems: Titanium Alloy (Ti-6Al-4V)-based Nanopositioning Flexure Fabricated by Electron Beam Melting // Sens. Actuators, A: Physical. 2016. V. 249. P. 284-293.
3. Технология сварки плавлением и термической резки / В.П. Куликов. Минск, Изд-во Новое знание. – 2016. – 463 с.
4. Электронно-лучевые установки / В.В. Башенко. Москва, Изд-во Машиностроение. – 1972. –168 с.
5. Ольшанская Т.В., Саломатова Е.С. Обзор современных способов управления электронным лучом при электронно-лучевой сварке // Вестник ПНИПУ. 2016. Т. 18, № 4. С. 169-187.
6. Электронно-лучевая сварка: монография / Г.М. Младенов, Д.Н. Трушников, В.Я. Беленький, Е.Г. Колева. Пермь, Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. – 2014. – 373 с.
7. Специальные методы сварки: учеб. пособие / Ю.М. Тыткин, Д.Н. Трушников, В.Я. Беленький. Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та. – 2012. – 86 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-215

TOPOLOGICAL MAGNETIC MATERIALS OF THE $(MnSb_2Te_4)\cdot(Sb_2Te_3)_n$ VAN DER WAALS COMPOUNDS FAMILY

[1,2]Eremeev S.V., [2]Rusinov I.P., [1,2]Koroteev Yu.M., [2,3]Vyazovskaya A.Yu., [4]Hoffmann M., [5,6,7]Echenique P.M., [4,8]Ernst A., [7,9]Otrokov M.M., [5,6,7,3]Chulkov E.V.

[1]*Institute of Strength Physics and Materials Science, RAS, Tomsk*

[2]*Tomsk State University, Tomsk*

[3]*Saint Petersburg State University, Saint Petersburg*

[4]*Institut fur Theoretische Physik, Johannes Kepler Universitat, Linz*

[5]*Centro de Fisica de Materiales (CFM-MPC), Centro Mixto CSIC-UPV/EHU, Donostia-San Sebastian, Basque Country*

[6]*Departamento de Fisica de Materiales UPV/EHU, Donostia-San Sebastian, Basque Country*

[7]*Donostia International Physics Center (DIPC), Donostia-San Sebastian, Basque Country*

[8]*Max-Planck-Institut fur Mikrostrukturphysik, Weinberg*

[9]*IKERBASQUE, Basque Foundation for Science, Bilbao*

Combining robust magnetism, strong spin-orbit coupling and unique thickness-dependent properties of van der Waals crystals could enable new spintronics applications. Here, using the state-of-the-art DFT and tight-binding calculations we propose the $(MnSb_2Te_4)\cdot(Sb_2Te_3)_n$ homologous series, which has not been considered previously. By means of the highly-accurate total-energy calculations we show that n = 0, 1, and 2 systems, i.e. $MnSb_2Te_4$, $MnSb_4Te_7$, and $MnSb_6Te_{10}$, are interlayer antiferromagnets in which FM Mn layers are coupled antiparallel to each other and the easy axis of staggered magnetization points perpendicular to the layers. Such magnetic ordering makes these compounds invariant with respect to the combination of the time-reversal (Θ) and primitive-lattice translation ($T_{1/2}$) symmetries, $S = \Theta T_{1/2}$, which gives rise to the Z_2 topological classification of AFM insulators, Z_2 being equal to 1 for all these materials. Consistently, their S-breaking (0001) surfaces exhibit Dirac point gap, which is a consequence of the out-of-plane direction of the easy axis of staggered magnetization. At the same time, the S-preserving surfaces are gapless as expected for antiferromagnetic topological insulators (AFMTIs). For the $MnSb_8Te_{13}$ compound (n = 3), whose interlayer exchange coupling is so weak that it can hardly be reliably established within DFT, we predict the AFMTI state assuming the interlayer AFM phase. In the FM phases that can be achieved by the application of the external magnetic field, $MnSb_2Te_4$ appears to be a Weyl semimetal, while $MnSb_4Te_7$, $MnSb_6Te_{10}$, $MnSb_8Te_{13}$, etc., are 3D FM axion insulators (AXIs) according to the Z_4 classification. Finally, we study the thin films of the $(MnSb_2Te_4)\cdot(Sb_2Te_3)_n$ compounds and find AFM AXIs in the zero plateau quantum anomalous Hall (QAH) state, Chern insulators in the constrained FM state, as well as intrinsic QAH insulator in the uncompensated AFM state. Our study provides a compelling first-principles evidence that $MnSb_2Te_4$, previously predicted to be trivial at normal conditions, is, in fact, a topological insulator or Weyl semimetal in the AFM or FM states, respectively. These findings significantly extend the emergent family of the magnetic topological insulators by predicting a number of solid materials candidates.

This work was partly supported by the Russian Science Foundation (Grant No. 18-12-00169-p).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-216

SHORT-TERM CREEP PROPERTIES OF 10%Cr-3%Co STEEL ON MICROALLOYING WITH RHENIUM AND COPPER

Fedoseeva A.E, Nikitin I.S.
Belgorod National Research University, Belgorod

9-10%Cr martensitic steels are considered to be prospective materials, which are able to withstand high temperature and stresses, for the elements of pipes, tubes, main lines and others of power units of fossil power plants worked under the ultra-supercritical steam conditions. The Re-containing 10Cr-3Co-2W-0.8Cu-0.2Re steel subjected to normalizing at 1050°C and tempering at 770°C demonstrates improved creep strength under the high applied stresses at 650°C compared with Re- and Cu- free 10Cr-3Co-2W steel and Re-containing 10Cr-3Co-3W steel. Increases in creep rupture time of Re-containing 10Cr-3Co-2W-0.8Cu-0.2Re steel comprised 8 and 4 times for creep tests in the case of 650°C/200 MPa and 650°C/180 MPa, respectively, compared with Re-containing 10Cr-3Co-3W steel. Such increment in creep rupture time had good correlation with an increase in the yield strength and ultimate tensile strength of new steel. The tensile tests of Re-containing 10%Cr steels in tempered state at 20°C and 650°C revealed that Re does not contribute to solid solution strengthening; the main reason of such enhanced creep resistance of Re-containing 10%Cr steel during short-term creep is the formation of dense chains of the fine Laves phase particles located along the low-angle lath boundaries that restricts the migration of the lath boundaries under the applied stress. Growth of Laves phase with formation of the large particles of 200-250 nm decreases the particle density along the lath boundaries and facilitates the detachment of these boundaries from the boundary particles that decreases the creep resistance of the Re-containing 10Cr-3Co-3W steel during long-term creep. Addition of copper in the chemical composition of the Re-containing steel is considered to be the factor suppressing the growth of Laves phase during creep at elevated temperature. Analysis of creep properties of the Re-containing steels in comparison with Re-free 10Cr2W steel will be discussed.

The study was financially supported by the Russian Science Foundation, under grant No. 19-73-10089.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-217

THE IMPLANTATION OF PLASMA-MODIFIED POLYLACTIC ACID FILMS INTO THE ANTERIOR CHAMBER OF EYE

Filippova E.O., Zhuravleva A.D., Gorbunova E.A.
National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk

One of the directions in the treatment of the bullous keratopathy is the use of stem cells. However, cultivation of stem cells and their landing on the inner surface of the cornea in order to replace the endothelial defect without using a substrate is a big surgical problem. There is a high probability of cell loss during surgical procedures. Using of films based on polylactic acid (PLA) thin films with controlled solubility as a temporary material for stem cells may be an alternative to existing insoluble polymers. The purpose of this research is the study the influence of the plasma-modified PLA films implantation on the morphology of the cornea in vivo experiment.

The feedstock for the films was obtained by dissolving polylactic acid (PURASORB® PL 10, Netherlands) in the chloroform ($CHCl_3$). Modification pf films was carried out using the atmospheric pressure low-temperature plasma. The plasma treatment time was 30s. 12 pubescent female Sylvilagus bachmani rabbits weighing 2.0-2.5 kg were used. All animals were healthy and free of ocular diseases. The Siberian Medical State University Life Science Ethical Review Committee (protocol № 7892 from May 13th, 2019) approved all procedures. PLA films were implanted into the anterior chamber of one animal eye. All animals were instilled Tobramycin Drops (6 times per day), 0.1% Diclofenac Sodium Ophthalmic Solution (3 times per day) and 0.05% Vitabact (4 times per day) in the postoperative period. The overall duration of the experiment comprised 21 days.

It was found that the implantation of the plasma-modified PLA film did not increase an intraocular pressure. According to optical coherent tomography, the cornea had a normal thickness (430-450 μm). 4-5 layers of squamous epithelium with normochromic nuclei represented the anterior epithelium of the experimental animal. Bowman's membrane was unchanged and visualized as a homogeneous eosinophilic strip. Thin-walled newly formed blood vessels with a specific volume of not more than 5%, $p > 0.05$, were found in the corneal stroma. Collagen fibers were located compactly. In some places collagen fibers had increased twisted stroke. Mild leukocyte infiltration (specific volume of leukocyte was less than 3.2%, $p<0.05$) was noted in the stroma. Descemet's membrane was visualized throughout. A single layer of cells represented the endothelial layer. In some places, proliferation of endothelial cells in the form of process cells was observed.

As a result of the research, it was found that the implantation of the plasma-modified PLA films contributes to the development of the mild inflammatory response (mild leukocyte infiltration, newly formed blood vessels, increased twisted stroke of collagen fibers, and presence of strongly acid sulfated GAGs) as a result of the surgery. The study showed the possibility of the plasma-modified PLA films using as a corneal implant in a future.

The research was conducted with the financial support of the Russian Foundation for Basic Research (RFBR) as part of the project № 19-415-703005.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-218

A COMPARATIVE STUDY ON THERMAL AND DIELECTRIC PROPERTIES OF POLYMER COMPOSITES FILLED WITH H-BN

Lebedev S.M.
National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk

Thermally conductive polymer composites open new opportunities for replacing metal constructions in different applications such as heat exchangers, heat sinks, smart materials (so-called shape memory polymers), electronics, electrical engineering devices, thermal management, etc., due to advantages of these materials (low specific gravity, corrosion resistance and good processability). It is well-known that carbonaceous fillers such as graphite, carbon black, carbon fibers, carbon nanotubes or graphene have been proposed as preferred fillers for the next generation of thermally conductive materials.

However, often one of the main requirements to thermally conductive fillers is that they must be non-conductive (insulating) materials unlike carbonaceous fillers. One of these fillers is hexagonal boron nitride (h-BN). h-BN is a good insulator, and is therefore more applicable as filler for heat-releasing materials with purely white appearance.

In resent years, eco-friendly biodegradable polymers such as PLA filled with carbonaceous fillers have been extensively applied in various fields of industry due to their excellence properties as a suitable replacement for conventional petroleum-based polymers. However, at present there are only a few experimental works devoted to the development of biodegradable thermally conductive composites filled with h-BN, which limits the use of "green" eco-friendly polymers.

In this work, we describe preparation of LLDPE/h-BN and PLA/h-BN composites as well as results of a comparative analysis of thermal and dielectric properties of these thermally conductive insulating composites.

Linear low density polyethylene (LLDPE, Hanwha 7635, Korea) and commercially available biodegradable poly(lactic acid) (PLA, Ingeo 4043D, NatureWorks, USA) were used as polymer matrices in this work. Hexagonal boron nitride powder (h-BN, Plasmoterm, Russia) sifted through a 325-mesh sieve was used as filler. The filler content in polymer composites was varied from 0 to 60 wt% (from 0 to 39 vol%).

The experimental results of the thermal conductivity study are shown in Fig. 1. It can be seen that the thermal conductivity of LLDPE/h-BN composites is increased from 0.36 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ for neat LLDPE to 0.7 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ at 40 wt% h-BN, which is about 95% more than for the neat LLDPE. A further increase in the filler content up to 60 wt% results in increase of λ to 1.26 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$.

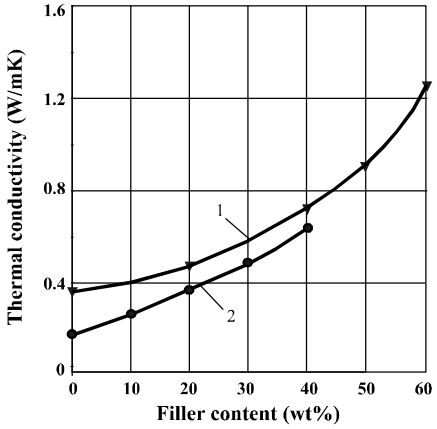
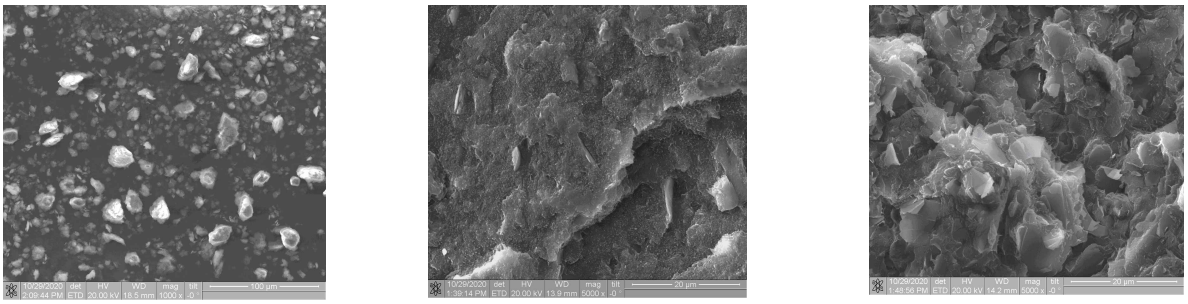


Fig. 1. Thermal conductivity vs filler content for composites based on: 1 – LLDPE; 2 – PLA

For PLA-based composites the value of λ is increased from 0.193 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ for neat PLA to 0.673 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$ at 40 wt% h-BN, which is about 250% more than for the neat PLA. It can be seen there is a tendency of nonlinear increase in the thermal conductivity of both composites with filling, which is conditioned by the formation of dense thermally conductive network of the filler particles.

Figure 2 demonstrates SEM images of initial h-BN powder and sub-molecular structure of LLDPE/h-BN and PLA/h-BN composites. It has been found that the filler particles are evenly distributed in the matrix volume, however fine filler particles form agglomerates sized around 20-25 μm, which is visible both for initial h-BN powder and for polymer composites. With an increase in the filler content, filler particles contact each other forming continuous pathways through the polymer matrix, resulting in increase of the thermal conductivity of composites.



a b c

Fig. 2. SEM images of h-BN powder (a), LLDPE+40 wt% h-BN composite (b), and PLA+40 wt% h-BN composite (c)

The results of dielectric spectroscopy of neat LLDPE and PLA as well as of composites on their basis are represented in Fig. 3 as frequency dependencies of ε′ and tanδ. It can be seen that the real part of permittivity ε′ for LLDPE-based and PLA-based composites is increased by about 35% and 17%, respectively with filling over the frequency range studied, while the loss factor tanδ does not exceed 0.02 for all composites. In addition, low values of the loss factor tanδ indicate that all developed composites possess dielectric properties. That is, all LLDPE/h-BN and PLA/h-BN composites are insulating materials.

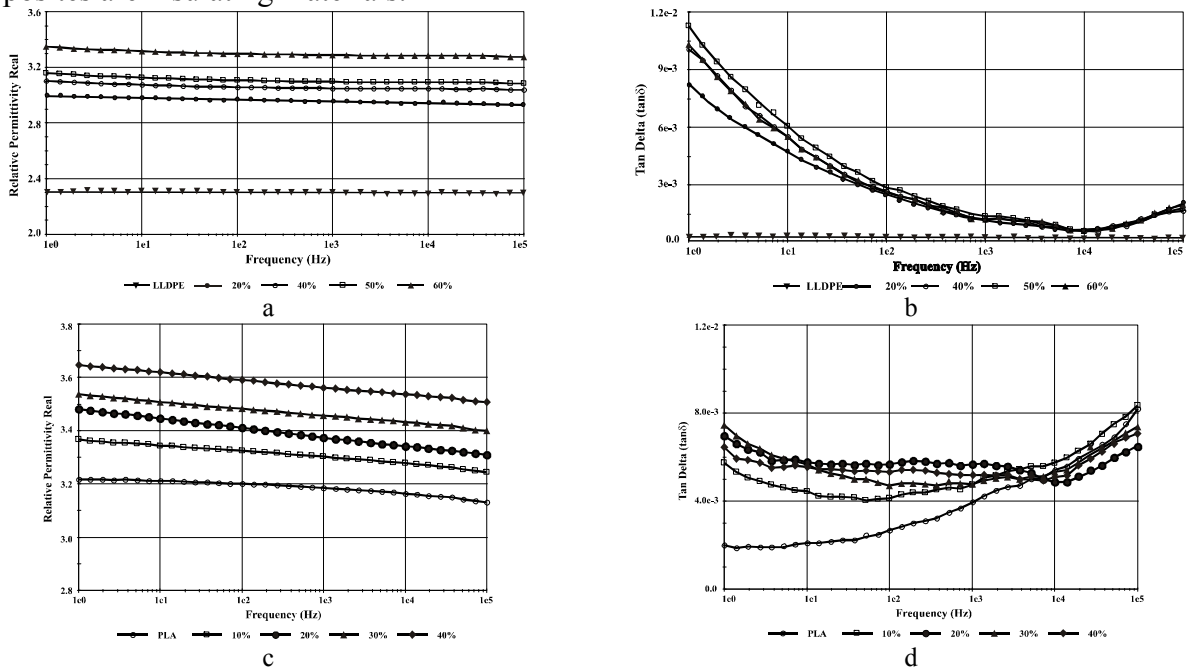


Fig. 3

The results also showed that values of the thermal conductivity for LLDPE-based and PLA-based composites become nearly equal at the same filler content. However, if we consider that the degradation time of PLA in the environment is from 6 months to 2 years in contrast to 500-1000 years for polyethylene, the application of PLA-based thermally conductive composites is more preferable from the viewpoint of environmental protection, since PLA/h-BN composites are eco-friendly materials.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-219

EFFECT OF SHORT-TERM AGING ON THE LOW CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF ADVANCED 10% Cr STEEL

Mishnev R., Dudova N., Kaibyshev R.
Belgorod State University, Belgorod

High-chromium martensitic steels are used as creep-resistant materials capable of operating in the high-temperature boiler tracts, steam pipelines and turbines of ultra-supercritical fossil power plants at metal temperatures approaching up to 650°C. A new generated 10% Cr heat-resistant martensitic steel (10%Cr-2%W-0.7%Mo-3%Co-NbV) with high B (0.008%) and low N (0.003%) contents demonstrates a unique high creep resistance. The high creep strength of this type of steels is attributed to the tempered martensite lath structure (TMLS) consisting of a hierarchical sequence of structural elements with high dislocation density. The stability of TMLS is provided by the nanoscale M(C,N)-type carbonitrides distributed within the ferritic matrix and $M_{23}C_6$ carbides that are located on the all type boundaries.

Low cycle fatigue (LCF) which is caused by cyclic thermal stresses from start-up/shut-down regimes of steam turbines, also induces transformation of the TMLS to the subgrain structure which deteriorates the creep strength. It has been shown recently how changing the LCF test regimes affects the cyclic behavior and fatigue life of the 10% Cr steel. However, effect of aging on the cyclic behavior of the steel has not been yet established. It's known that the Laves phase particles precipitate on boundaries during long-term aging that can affect the fatigue life.

In this work, the effect of short-term aging (100 h) at 650°C on the LCF behavior of a 10%Cr steel was studied at 650°C and room temperature.

It was revealed that aging has a positive effect on the fatigue life. This is especially clearly observed when tested at elevated temperature. The LCF behavior of the 10%Cr steel aged for 100 h followed a Basquin-Manson-Coffin and Morrow relationships. The parameters of the equations are defined for all states. Effect of presence of the fine Laves phase particles on the LCF resistance is discussed.

The study was financially supported by the Russian Science Foundation, under grant No. 21-79-10040. The authors are grateful to the staff of the Joint Research Center, "Technology and Materials", Belgorod State University, for providing the equipment for instrumental analysis.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-220

EFFECT OF ROLLING TEMPERATURE AND THICKNESS REDUCTION ON THE STRENGTH OF A 316L STEEL

[1]Odnobokova M.V., [2]Belyakov A.N.

[1]Institute for Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, Ufa

[2]Belgorod State University, Belgorod

The relationship between microstructural changes and the yield strength of a 316L austenitic stainless steel subjected to plate rolling at temperatures of 200°C and 300°C with 40%, 60%, 85% and 95% rolling reductions was studied. The structural changes during rolling were characterized by the development of deformation twinning and micro-shear banding that led to a reduction of the transverse grain size. The martensitic transformation hardly developed during rolling at 200°C, when the martensite fraction did not exceed 5% after 95% rolling reduction, and did not occur at all during rolling at 300°C. The grain refinement was accompanied by an increase in the yield strength to 670 or 1240 MPa depending on the rolling regimes. The shape of the stress-strain curves also strongly depended on the rolling temperature and reduction. The shape of the stress-strain curve was characterized by a long plateau-like region right after yielding in the samples subjected to rolling at 300°C with 40% and 60% rolling reductions. A decrease in the rolling temperature and/or increase in the rolling reduction shortened plateau region followed by its disappearance. The effect of rolling conditions on the evolved microstructures and the mechanical properties is discussed in some detail.

The reported study was funded by RFBR, project number 19-38-60047.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-221

THE FEATURES OF HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURED AUSTENITIC STEEL

Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Reunova K.A., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Astafurova E.G.

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk

We study the effect of hydrogen-charging on mechanical properties and fracture mechanisms of wire-feed electron beam additive manufactured (EBAM) austenitic steel. Austenitic stainless steel wire (1 mm) with the chemical composition: Fe-17.7Cr-9.7Ni-1.2Mn-0.86Ti-0.57Si-0.19Cu (wt. %) was used for additive manufacturing. The EBAM process was carried out with the following parameters: accelerating voltage U = 30 kV, beam current I = 16.5 mA, wire feed rate V_W = 200 mm/min, V_b = 180 mm/min – beam movement speed, and ellipse scan (4.5 × 4.5 mm). The entire additive manufacturing process was conducted in a vacuum using austenitic stainless steel plate as the substrate material. The steel billet grown by the EBAM method were obtained by sequential deposition of same thickness layers (55 layers) onto a substrate. Conventional cast AISI 321 steel was used as a reference material. An electrochemical hydrogen (H)-charging of cast and EBAM steel specimens was conducted in a 3 % NaCl water-solution at a current density of 50 mA/cm^2 for 50 h. Tensile tests of the specimens were carried out at room temperature and at strain rate of 5×10^{-4}s^{-1}.

Cast steel had a uniform coarse-grained austenitic structure with a grain size of 20-30 μm. EBAM steel possessed a non-uniform heterophase structure typical of additive-produced austenitic steel (γ-phase matrix with a predominantly vermicular and lathy δ-ferrite). According to EBSD analysis, the steel has a coarse columnar grain structure, the austenite grains are elongated along the growth direction of the steel billet, which is due to the maximum temperature gradient in this direction during the deposition process.

Before H-charging, steels have similar flow curves, but plasticity and yield strength are lower for EBAM-produced steel: δ = 79 % and δ = 64 %, $\sigma_{0.2}$ =310 MPa and $\sigma_{0.2}$ =220 MPa for cast and EBAM steel specimens, respectively. This is attributed to the complex anisotropic structure of the additively produced steel. H-charging leads to embrittlement of both steels but has a stronger effect on EBAM specimens. The hydrogen embrittlement index I_H, which characterizes the loss of ductility caused by hydrogen, is I_H = 20 % for cast steel, I_H = 37 % for additive-produced steel.

Study of the fracture surface and lateral surface of H-free and H-charged fractured specimens using a scanning electron microscope (SEM) showed that H-free specimens are fractured by a viscous transgranular mechanism. Strong cracking was observed on the lateral surfaces of the fractured H-charged specimens of both steels. H-charged cast steel is characterized predominantly by transgranular cracks, in contrast to EBAM-produced steel, where the nucleation and propagation of cracks occurs at the interphase (ferrite/austenite) boundaries. SEM investigation of fracture surfaces revealed that H-charging leads to the formation of a brittle hydrogen-induced layer with a thickness of about 20 μm for cast specimens and about 60 μm for additive-produced specimens, which correlates with tensile test data.

Thus, the dual-phase (austenite/ferrite) structure of EBAM-produced steel promotes faster diffusion of hydrogen atoms deep into the specimens than in cast steel. This is associated both with high volume fraction of δ-ferrite in the microstructure and its dendritic morphology. These factors assist formation of wider hydrogen-induced brittle surface layers in EBAM-produced specimens and therefore are more susceptible to hydrogen embrittlement as compared to the cast steel with fully austenitic microstructure.

The work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2019-0030.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-222

PIEZOELECTRIC RESPONSE IN HYBRID MICROPILLAR ARRAYS OF POLY(VINYLIDENE FLUORIDE) AND REDUCED GRAPHENE OXIDE

[1]Pariy I.O., [2]Shvartsman V.V., [2]Lupascu D.C., [3]Sukhorukov G.B., [4]Ludwig T., [4]Mathur S., [1]Surmeneva M.A., [1,4]Surmenev R.A.

[1]Physical Materials Science and Composite Materials Centre, National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk

[2]Institute for Materials Science and Center for Nanointegration Duisburg-Essen (CENIDE), University of Duisburg-Essen, Essen

[3]School of Engineering and Materials Science, Queen Mary University of London, London

[4] University of Cologne, Cologne

This work was dedicated to study poly(vinylidene fluoride) (PVDF) micropillar arrays obtained by soft lithography followed by phase inversion at a low temperature. Reduced graphene oxide (rGO) nanoflakes were incorporated into PVDF thin films as a nucleating filler. The effect of the treatment conditions on the crystallization behaviour and the piezoelectric properties of the patterned PVDF films was investigated by differential scanning calorimetry (DSC), Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR) and piezoresponse force microscopy (PFM). Figure 1 shows the statistical distribution of the PFM phase and amplitude values for the PVDF micropillar arrays and the piezoelectric characterization of the PVDF micropillar arrays.

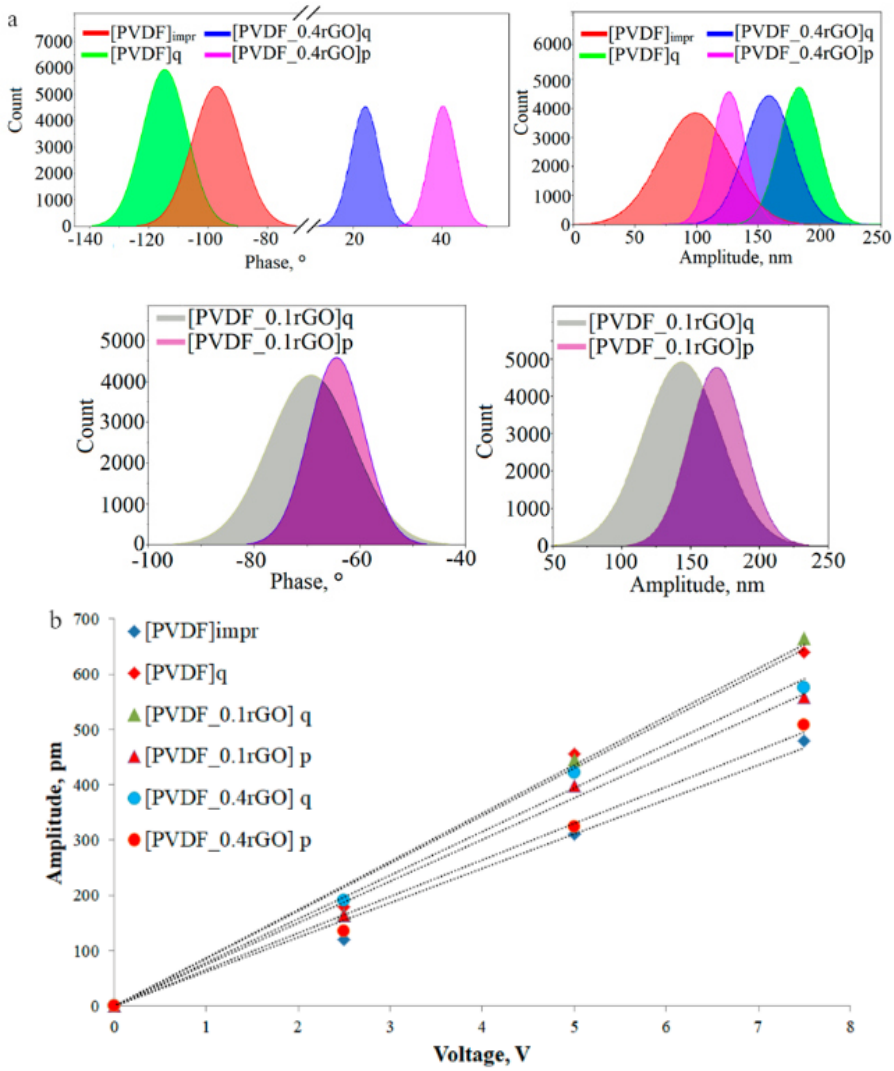


Fig. 1. The statistical distribution of the PFM phase and amplitude values of the imprinted and quenched PVDF micropillars, micropillars with 0.4 wt % rGO and micropillars with 0.1 wt % rGO (a) and the measured piezoelectric signal versus the amplitude of the applied ac voltage (b)

The results of this study provided a qualitative indication of the enhancement of the piezoelectric response of PVDF micropillar arrays loaded with rGO and quenched at −20°C. The obtained PFM data displayed that the maximum piezoelectricity of the developed PVDF-patterned films was 86 and 87 pm/V for the quenched neat PVDF sample and that loaded with 0.1 wt % of rGO respectively, which is substantially higher than a $|d_{33}^{eff}|$ of 64 pm/V for the imprinted PVDF. The presence of 0.1 wt % of rGO increased the degree of crystallinity by 15 % and decreased the α-phase content compared with neat PVDF. The addition of rGO into the PVDF matrix resulted in a change in the preferred polarization direction, and the piezo-response phase angle changed from −120° to 20°–40°. Piezoelectricity was induced by the domain orientation alignment, which was induced in the PVDF micropillars without the application of a strain or an electric field during the synthesis. The samples with 0.1 wt % of rGO has the highest degree of crystallinity, the largest amount of electroactive phase, and the highest piezoelectric coefficient $|d_{33}^{eff}|$ among all of the studied samples. The approach used in this work enables one-step printing of ferroelectric patterns without any harsh post-processing steps, which could degrade the functional properties of PVDF. Thus, the fabricated piezoelectric PVDF micropillars can be used in different applications, including tissue engineering scaffolds, vital sign transducers, biomedical energy harvesters, and dynamic sensors at the cellular and subcellular levels.

The present study was supported by Russian Science Foundation (№18-73-10050) and Tomsk Polytechnic University Competitiveness Enhancement Program grant. The support from Humboldt foundation is acknowledged.

1. Song J., Lu H., Foreman K., Li S., Tan L., Adenwalla S., Gruverman A., Ducharme S. // J. Mater. Chem. – 2016. – № 4. – C. 5914-5921.
2. Yang S.M., Mazet L., Okatan M.B., Jesse S., Niu G., Schroeder T., Schamm-Chardon S., Dubourdieu C., Baddorf A.P., Kalinin S. V. // Appl. Phys. Lett. – 2016. – № 108. – C. 252902.
3. Zubko P., Catalan G., Tagantsev A.K. // Annu. Rev. Mater. Res. – 2013. – № 43. – C. 387-421.

Секция 3. Передовые технологии получения низкоразмерных и объемных материалов

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-223

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Колубаев Е.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В работе обобщены экспериментальные данные о микроструктуре, фазовом составе и механических свойствах образцов хромоникелевых и хромомарганцевых сталей, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Для ЭЛАП использовали стали разного состава: Fe-19Cr-9Ni-0,95Si-0,12C (CrNi сталь), Fe-19Cr-10Ni-0,7Si-1,4Nb-0,12C (CrNiNb сталь), Fe-20,7Cr-22,2Mn-0,3Ni-0,6Si-0,15C-0,53N (CrMnNC сталь) и Fe-22,3Cr-19,9Mn-1,4V-0,69C-1,16N (CrMnVNC сталь) (масс. %). В процессе аддитивного производства получали стенки размером 100 × 30 × 5 мм, которые использовали для исследования микроструктуры и проведения механических испытаний методом одноосного растяжения.

В результате 3D-печати из CrNi и CrNiNb сталей получали заготовки с двухфазной γ+δ микроструктурой дендритной морфологии. В результате формирования неоднородной ориентированной зеренной структуры аустенита и дендритной микроструктуры феррита внутри таких зерен, получаемые при 3D-печати заготовки обладают сильной анизотропией механических свойств. В стали CrNiNb, легированной ниобием для формирования дополнительных центров кристаллизации и подавления направленного роста зерен в процессе ЭЛАП, наряду с формированием неравноосной аустенитной структуры с колониями дендритов δ-феррита происходит выделение интерметаллидных частиц на основе ниобия и железа. Такие частицы NbFeCrNi-фазы располагаются вдоль границ «аустенит/δ-феррит» и границ аустенитных зерен. Легирование аустенитной нержавеющей стали ниобием частично подавляет образование δ-феррита, но слабо влияет на направленный рост аустенитных зерен и способствуют охрупчиванию CrNiNb стали по сравнению с аддитивно-полученными образцами CrNi стали. На основе микроструктурных исследований сталей, полученных методом ЭЛАП предложено описание закономерностей их пластической деформации и дислокационный механизм, описывающий появление анизотропии механических свойств образцов, полученных методом аддитивного производства.

В процессе 3D-печати высокоазотистых сталей (CrMnNC и CrMnVNC) происходит обеднение элементного состава заготовок по марганцу в сравнении с исходным материалом, используемым для ЭЛАП, но концентрация атомов внедрения (азота и углерода) сохраняется высокой. В результате 3D-печати в стали CrMnNC происходит формирование двухфазной аустенит-ферритной структуры с близким соотношением фаз, но вследствие малой растворимости азота в феррите он полностью растворен в кристаллической решетке аустенитной фазы (концентрация азота в аустенитной фазе достигает 0,9 масс. % при интегральной концентрации в заготовке 0,5 масс. %). Механические свойства аддитивных заготовок высокоазотистых сталей близки к тем, которые получены для исходных, используемых в качестве сырья, материалов. Более высокая концентрация марганца и азота в исходной CrMnVNC стали, используемой для 3D-печати, полностью подавляют образование феррита в аддитивно-произведенных заготовках. При этом после аддитивного роста сталь помимо зерен аустенита содержит крупные частицы карбонитридов на основе ванадия и хрома, а также крупные частицы, соответствующие интерметаллидной фазе (Cr,Fe,Mn,V). В результате формирования такой гетерофазной микроструктуры образцы аддитивно-произведенной высокоазотистой стали CrMnVNC обладают высоким пределом текучести, но практически не деформируется пластически. Для высокоазотистых сталей описаны механизмы формирования их фазового состава в процессе ЭЛАП.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0030.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-224

АНТИБАКТЕРИАЛЬНАЯ АКТИВНОСТЬ НАНОКОМПОЗИТА $ZnO-ZnFe_2O_4$, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ВЗРЫВОМ ПРОВОДНИКОВ

Бакина О.В., Глазкова Е.А., Сваровская Н.В.,Чжоу В.Р., Ворнакова Е.А., Сулиз К.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Развитие у бактерий резистентности к антибиотикам поставило задачу поиска новых эффективных антимикробных агентов. Альтернативой антибиотикам в настоящее время являются наночастицы и наноструктуры неорганических материалов, наиболее перспективными и менее токсичными из которых являются оксиды металлов, в том числе и ZnO [1]. В основе механизма антибактериальной активности ZnO лежит его способность к фотохимическому разложению воды с образованием активных форм кислорода (АФК). Однако антимикробное и фотохимическое действие ZnO ограничено его поглощением в ультрафиолетовой области. Повысить поглощение видимого света можно созданием поверхностного гетероперехода с узкозонным полупроводником, в качестве которого можно использовать феррит цинка [2]. В настоящей работе для получения композитных наночастиц $ZnO-ZnFe_2O_4$ использовали масштабируемый физический метод – электрический взрыв двух проводников в кислородсодержащей атмосфере. Полученные частицы были охарактеризованы методами просвечивающей электронной микроскопии, ренгенфазового анализа, тепловой десорбции азота и спектроскопии диффузного отражения. Антибактериальную активность частиц оценивали стандартным суспензионным методом в отношении устойчивого к метициллину *S. aureus,* штамм MRSA ATCC 43300.

В результате совместного электрического взрыва цинкового и железного проводников в кислородосодержащей атмосфере были получены частицы неправильной формы со средним размером не более 100 нм (рис. 1). Содержание металлов в частицах регулировали подбором диаметров проводников. Энергодисперсионным анализом установлено, что цинк, железо и кислород равномерно расположены по всему объему частиц, их сигналы пропорциональны содержанию элементов в образце.

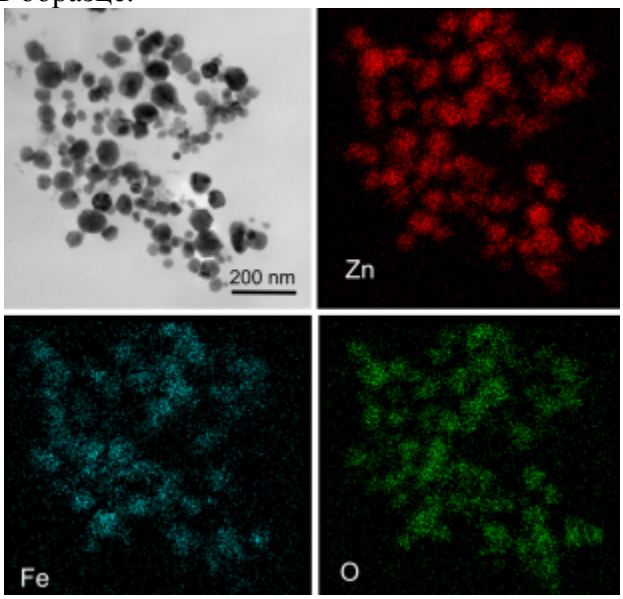


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение и распределение элементов в режиме картирования наночастиц $CuO-CuFe_2O_4$

Рентгенофазовым анализом в каждом образце наночастиц обнаружены три фазы – незначительное количество металлического Zn, оксид цинка ZnO с гексагональной структурой вюрцита и феррит цинка $ZnFe_2O_4$ со структурой шпинели. Содержание металлов коррелировало с диаметрами взрываемых проводников. Оптические свойства наночастиц складывались из оптических свойств их компонентов: оксид цинка обеспечивал поглощение в ультафиолетовой области спектра, а феррит цинка – во всем диапазоне видимого света

(рис. 2). Уменьшение содержания оксида цинка в наночастицах приводило к закономерному снижению интенсивности поглощения в УФ-области спектра. При этом для достижения интенсивного поглощения в видимой области спектра достаточно было минимального количества феррита цинка в наночастицах. Ширина запрещенной зоны наночастиц ZnO, рассчитанная из оптических спектров диффузного отражения, построенных в координатах Таука, составила 3,1 эВ. Для наночастиц ZnO-$ZnFe_2O_4$ она составляла 2,1-2,5 эВ.

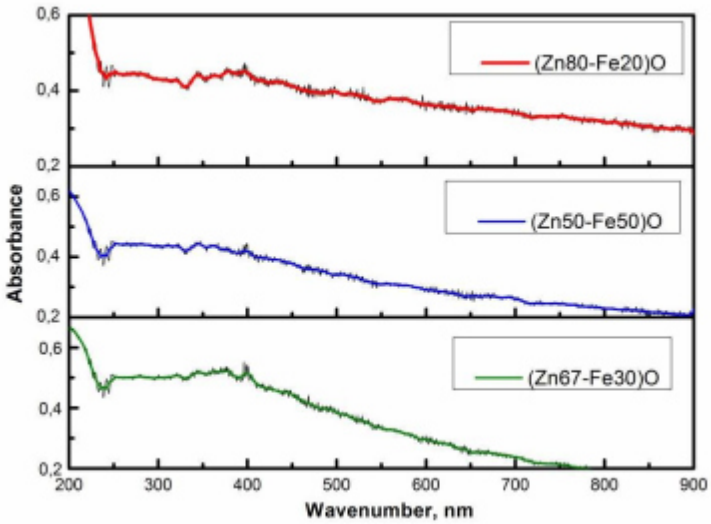


Рис. 2. УФ-видимые спектры диффузного отражения образцов ZnO-$ZnFe_2O_4$ с различным соотношением компонентов

Наночастицы (Zn80-Fe20)O обладали ярко выраженным антибактериальным действием в отношении MRSA, заметно превосходящим эффект от применения наночастиц ZnO, в то время как наночастицы (Zn50-Fe50)O, основной фазой которых является феррит цинка, были нетоксичны для бактерий.

Таким образом, в результате выполненной работы впервые электрическим взрывом были получены наночастицы ZnO-$ZnFe_2O_4$. Антибактериальная активность частиц и их оптические свойства обусловлены количеством ZnO. Установлено, что частицы, содержащие наибольшее количество оксида цинка обладали наиболее выраженной антибактериальной активностью по действием света видимой области элекромагнитного излучения. Результаты показали, что электрический взрыв проводников имеет большой потенциал как высокоэффективный и крупномасштабный непрерывный производственный процесс для синтеза композитных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект номер FWRW-2019-0033.

1. Jeong E. et al. Quantitative evaluation of the antibacterial factors of ZnO nanorod arrays under dark conditions: physical and chemical effects on Escherichia coli inactivation //Science of the Total Environment. – 2020. – Т. 712. – С. 136574.
2. Gu X. et al. ZnO based heterojunctions and their application in environmental photocatalysis //Nanotechnology. – 2016. – Т. 27. – №. 40. – С. 402001.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-225

СТАБИЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ТОЛЩИНОЙ 35 ММ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Белобородов В.А., Калашникова Т.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сварка трением с перемешиванием (СТП) и фрикционная перемешивающая обработка являются часто используемыми методами модификации поверхности различных материалов и получения неразъемных соединений [1-4]. При прохождении вращающегося инструмента в заготовке происходит адгезионное трение инструмента и свариваемого или обрабатываемого материала в результате чего повышается температура системы, в которой материал подвергается пластической деформации. В зависимости от толщины заготовки структура зоны перемешивания значительно отличается. Более подробно данные процессы в литературных источниках рассматриваются на соединениях листовых заготовок толщиной до 10 мм. Но, поведение материала в результате адгезионно-диффузионного контакта с инструментом, изменение структуры и механические свойства по длине СТП-соединения толщиной более 10 мм изучены в меньшей степени, хотя представляют больший интерес для исследований в виду существенной неоднородности процесса.

В настоящей работе было исследовано СТП-соединение толщиной 35 мм из листового проката алюминиево-магниевого сплава АМг5 толщиной 35 мм, полученное в ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель». Исследованы изменение структуры и механические свойства металла в различных участках по длине СТП-соединения и в разных направлениях. Неразъемные соединения получены с бездефектной структурой, что подтверждается методом оптической металлографии. Макроструктура зоны перемешивания в СТП-соединении толщиной 35 мм значительно отличается от структуры, наблюдаемой при сварке заготовок меньшей толщины. Монолитное ядро соединения, которое формируется в виде «луковичной» структуры в образцах меньшей толщины, в данном случае не обнаруживается, а наблюдаются системы отдельных потоков металла по контуру инструмента. Такое положение обусловлено меньшими значениями давления в зоне формирования соединения относительно объема материала по сравнению со сваркой изделий меньших толщин.

Результаты измерения микротвердости материала шва и околошовной зоны неразъемных соединений показывают, что в материале основных структурных зон сварных швов из сплава АМг5 толщиной 35 мм, полученных методом СТП, не происходит разупрочнения материала по сравнению с основным металлом. Проведенные испытания на растяжение показывают высокие механические свойства образцов. Среднее значение временного сопротивления составляет порядка 305 МПа. Деформация образцов происходит с ярко выраженным эффектом прерывистой текучести или эффектом Портевена-Ле Шателье. Разрушение по границе материала шва и околошовной зоны происходит с наступающей стороны соединения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. R. Arun KumarR.G. Aakash Kumar, [et al.] Review of Friction Stir Processing of Aluminium Alloys // Materials Today: Proceeding. 2019. Vol. 16. P. 1048–1054.
2. G.H. Li, L. Zhou, S.F. Luo, [et al.] Microstructure and mechanical properties of self-reacting friction stir welded AA2219-T87 aluminium alloy // Science and Technology of Welding and Joining. 2020. Vol. 25. P. 142-149.
3. U. Kumar, U. Acharya, [et al.] Microstructure and mechanical property of friction stir welded Al-Mg joints by adopting modified joint configuration technique // Materials Today: Proceeding. 2019. Vol. 26. P. 2083–2088.
4. V.P. Singh, S.K. Patel, [et al.] Recent research progress in solid state friction-stir welding of aluminium-magnesium alloys: A critical review // Journal of Materials Research and Technology. 2020. Vol. 9 (3). P. 6217–6256.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-226

ПОЛУЧЕНИЕ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ОТ4-1 СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Елисеев А.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одним трендов в промышленности является снижение массы конструкций, что в целом приводит к большей энергоэффективности. Снижения массы можно достичь, используя материалы с высокой удельной прочностью, например, титановые сплавы. Высокую популярность в настоящий момент получают биметаллы, которые позволяют сочетать преимущества материалов, из которых они состоят. Одними из популярных сочетаний для исследования и применения являются биметаллы типа титан-сталь и титан-алюминий. Однофазные титановые сплавы свариваются традиционными методами, но получение биметаллов затруднено ввиду большой разности физических свойств. Такие материалы можно получить при помощи сварки трением с перемешиванием, поскольку в процессе сварки не происходит плавления и образуется степени механическая смесь. Сварка трением с перемешиванием титановых сплавов на сегодняшний момент также является проблемой, поскольку отсутствуют достаточно стойкие рабочие инструменты. При сварке из-за теплового воздействия и интенсивного трения под высокой нагрузкой большинство известных материалов, используемых для создания инструментов, разрушаются. Недолговечность инструментов делает процесс сварки невыгодным и неэффективным. Таким образом, чтобы достичь успеха в получении биметаллов типа титан-алюминий или титан-сталь, необходимо решить проблему получения титановых соединений, на что направлена настоящая работа.

В данной работе применяется никелевый суперсплав ЖС32 для стыковой сварки титанового сплава ОТ4-1 толщиной 5 мм. Ранее сплав ЖС32 не применялся в качестве инструмента для сварки трением с перемешиванием. Сплав ОТ4-1 толщиной 5 мм также ранее не соединялся сваркой трением с перемешиванием. Данный сплав относится к псевдо-альфа-сплавам. Полученные соединения подвергались испытаниям на растяжение, измерению микротвердости и испытаниям на трехточечный изгиб. Также анализировалась макро- и микроструктура методами металлографии. Для получения качественных соединений варьировались частота вращения инструмента, скорость подачи и аксиальная нагрузка на инструмент. Результаты механических испытаний показали, что в процессе подбора режима удалось получить соединения с прочностью 100%, которые разрушались по основному металлу. Механические испытаний на трехоточечный изгиб проводились для проверки соединений на раскрытие корня шва, что является типичным дефектом сварки трением с перемешиванием. Результаты испытаний показали, что только один технологический режим позволил получить соединения без данного дефекта.

Результаты металлографии показали, что соединения имеют типичную структуру для данного вида сварки, но имеют особенности. В частности, визуально не выявилась зона теплового влияния и зона термомеханического воздействия. В зоне перемешивания были обнаружены замешанные частицы инструмента. Измерения микротвердости показали, что зона теплового влияния отсутствует в соединении, а зона термомеханического воздействия имеет маленькую толщину (около 1 мм). Визуальный анализ инструмента показал слабый износ поверхности плеч после 1100 мм сварки в сумме. Наиболее значительный износ наблюдался в области основания пина.

Результаты получены при выполнении комплексного проекта "Создание производства высокотехнологичного крупногабаритного оборудования интеллектуальной адаптивной сварки трением с перемешиванием для авиакосмической и транспортной отраслей РФ" (соглашение о предоставлении субсидии от 22.11.2019 № 075-11-2019-033), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-227

РАЗЛИЧИЯ В СТРУКТУРЕ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ МАТЕРИАЛА В РАЗНЫХ НАПРАВЛЕНИЯХ, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ТОЛЩИНОЙ 35 ММ

Жуков Л.Л., Рубцов В.Е., Калашникова Т.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время в судостроении, железнодорожном и автомобильном транспорте, авиационной промышленности и ракетостроении основными конструкционными материалами являются сплавы системы Al-Mg-Mn, к которым относится сплав АМг5. Данные сплавы обладают достаточно высокой прочностью, пластичностью и высокой коррозионной стойкостью. Наиболее перспективным методом сварки в вышеперечисленных отраслях промышленности, особенно для сварки листов больших толщин, в последние десятилетия является сварка трением с перемешиванием (СТП) [1,2]. Однако, несмотря на широкое использование данного метода, существует ряд мало исследованных проблем, связанных с формированием структуры и свойств сварных соединений больших толщин. Исходя из этого, целью работы являлось исследование механизмов формирования структуры в сварном соединении из сплава АМг5 толщиной 35 мм, полученного при сварке трением с перемешиванием, для выявления анизотропии структуры и механических свойств материала зоны перемешивания.

Образцы для исследования были получены из заготовок листового проката толщиной 35 мм термически не упрочняемого алюминиево-магниевого сплава АМг5, сваренного методом сварки трением с перемешиванием в ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель». Параметры сварки (усилие прижима инструмента к материалу заготовки (кН), скорости сварки (мм/мин) и скорости вращения инструмента (об/мин)) подбирались опытным путем на основании ранее проведенных экспериментов, таким образом, чтобы получить бездефектное соединение. Макро- и микроструктура исследовалась на шлифах, вырезанных в перпендикулярном и планарном сечениях относительно зоны соединения. Образцы для механических испытаний также вырезались в разных направлениях.

В результате проведенных исследований были выявлены особенности структуры зоны перемешивания, где происходит выдавливание металла шва в зоне входа инструмента. Было подтверждено, что в процессе сварки происходит адгезионное взаимодействие инструмента и свариваемого материала с дальнейшим его послойным переносом, как это было показано в ранее проведенных работах на сплаве системы Al-Mg-Sc [3], однако, с некоторыми отличиями, ввиду использования разных материалов исследования. Проведенные механические испытания образцов показали, что их деформация происходит с ярко выраженным эффектом Портевена-Ле Шателье, при этом было выявлено, что подобранные параметры для сварки соединений из сплава АМг5 позволяют достичь высокого показателя предела прочности сварного соединения при испытаниях на статическое растяжение.

Работа выполнена в рамках комплексного проекта «Создание производства высокотехнологичного крупногабаритного оборудования интеллектуальной адаптивной сварки трением с перемешиванием для авиакосмической и транспортной отраслей РФ» (соглашение о предоставлении субсидии от 22.11.2019 № 075-11-2019-033), реализуемого ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», НГТУ и ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

1. El-Sayed M.M., Shash A.Y. [et al.] Welding and processing of metallic materials by using friction stir technique: A review // Journal of Advanced Joining Processes. 2021. Vol. 3. P. 100059.
2. Kumar R., Dhami S.S., Mishra R.S. Optimization of friction stir welding process parameters during joining of aluminum alloys of AA6061 and AA6082// Materials Today: Proceedings. 2021. In Press.
3. Kalashnikova T., Chumaevskii A., [et al.] Microstructural analysis of friction stir butt welded Al-Mg-Sc-Zr alloy heavy gauge sheets // Metals. 2020. Vol. 10 (6). P. 1–20.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-228

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ И УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ ПЕЧАТИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ ТЕХНОЛОГИИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ БЛОКОВ ИЗ МЕДИ МАРКИ М1

Захаревич И., Осипович К.С., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Жуков Л.Л., Кушнарев Ю.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Получение крупногабаритных изделий из меди аддитивным методом в настоящее время является одной из наиболее актуальных задач производства изделий промышленного и электротехнического назначения. Аддитивные технологии требуются как для получения новых изделий, так и для восстановления различных деталей, утративших в процессе эксплуатации частично или полностью свои конструкционные размеры. Из современных высокопроизводительных аддитивных методов с использованием проволочного филамента, наиболее подходящей для получения крупногабаритных изделий является электронно-лучевая технология. Получение крупногабаритных деталей из меди является затруднительным по ряду причин. Медь обладает высокой теплопроводностью и, поэтому, для снижения образования дефектов в виде пор необходим существенный разогрев подложки и самой меди с целью снижения скорости кристаллизации в ванне расплава. Медь характеризуется достаточно интенсивным испарением из ванны расплава и, оседая на функциональных поверхностях в камере печати, может повреждать или выводить из строя источник электронного луча и прочие устройства в камере. При избыточном подводе энергии в ванну расплава медь может закипать, образовывая в структуре поры различного структурно-масштабного уровня. При этом из-за высокой теплоемкости и теплопроводности меди и, как следствие, высокой скорости отвода тепла от ванны расплава, необходимо достаточно точное соблюдение параметров процесса печати, не приводящее как к закипанию меди в ванне расплава, так и к переохлаждению меди и повышению скорости кристаллизации до избыточного уровня. Также жидкотекучесть меди существенно зависит от температуры, тем самым при формировании изделия, ещё не достигнув порогового значения тепловложения в ванну расплава, возможно получить эффект образования подтеков на поверхности изделия, за счет локального перегрева материала. В данном случае формируются дефекты, но менее критического с точки зрения процесса печати и формирования изделия. Повышение жидкотекучести меди при повышении температуры также обуславливает необходимость качественного подбора стратегии печати изделий во избежание различий по ширине полученных заготовок после печати. Целью настоящей работы является получение крупногабаритных блоков из меди марки М1 методом аддитивной электронно-лучевой технологии с проволочным филаментом с использованием для печати различных стратегий сканирования образца. Образцы получали на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН в виде прямоугольных параллелепипедов размером до 40 × 40 × 100 мм. В качестве стратегий сканирования образца выбраны три. Попеременная прямолинейная стратегия: на каждом слое повторяется траектория печати со сменой направления «вперед-назад». Попеременная поперечная: на каждом втором слое происходит смена направления укладки слоёв на 90 градусов. Стратегия с отдельно формируемым периметром: на каждом слое изначально печатается периметр блока, а затем заполняется внутренний объем. Проведенные исследования показывают принципиально различные результаты в формировании блоков указанными стратегиями – существенно возросшей стабильности формы и размеров образцов при печати с отдельным заполнением периметра.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

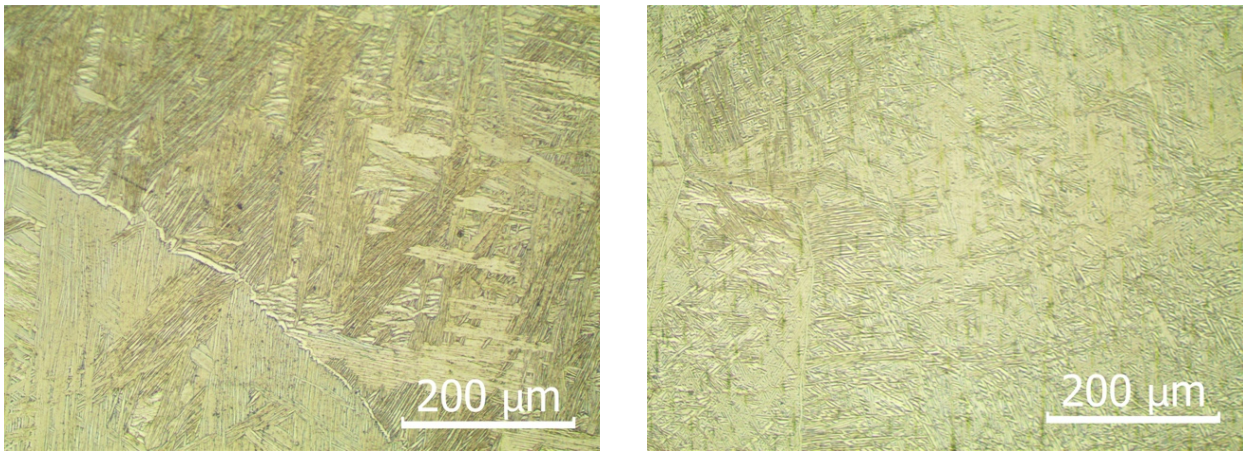
DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-229

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ПОДЛОЖКИ НА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВУЮ 3D-ПЕЧАТЬ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПРОВОЛОКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Калашников К.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В последнее десятилетие аддитивные технологии стали наиболее перспективным и наиболее популярным направлением в современной науке. В первую очередь это связано с тем, что применение аддитивных технологий в различных отраслях промышленности позволяет значительно сократить как время изготовления деталей, так и затраты на производство. Благодаря этому, аддитивное производство металлических изделий активно развивается для применения в авиационной и ракетно-космической отраслях промышленности [1]. Одними из основных материалов в этих отраслях являются титановые сплавы, и, в связи с этим необходимо проведение всесторонних исследований процессов, протекающих при формировании изделий из титановых сплавов методами аддитивного производства [2]. В данной работе было проведено исследование влияния толщины подложек, используемых для нанесения расплавленного материала, на процесс проволочного электронно-лучевого аддитивного производства изделий из титанового сплава ВТ6. Для изготовления образцов в форме вертикальных стенок были использованы комбинированные подложки: в качестве вспомогательной подложки, находящейся в контакте с рабочим столом, использовались листы нержавеющей стали толщиной 5,0 мм, а в качестве основной подложки, на которую проводилось нанесение материала, листы технического титана ВТ1-0 толщиной 2,5 мм и 5,0 мм. Печать образцов проводилась при одинаковых режимах.

Проведенные исследования показали, что увеличение толщины основной подложки с 2,5 (образец 1) до 5,0 мм (образец 2) оказывает значительное влияние на формирование структуры образцов. Несмотря на то, что каждый из образцов демонстрирует типичную структуру, представленную крупными столбчатыми зернами первичной β-фазы, внутри этих зерен структура отличается значительно. Так, образец, изготовленный на подложке толщиной 2,5 мм в основной части вертикальной стенки, демонстрирует микроструктуру, представленную так называемыми α-колониями разного размера и направленности (рисунок 1). При этом стоит отметить довольно широкую границу зерна, которая представляет собой зернограничную α-фазу. В свою очередь образец, полученный на 5,0 мм подложке, представлен как небольшими -колониями, так и довольно крупными включениями структуры типа корзиночного плетения (basketweave α). При этом стоит отметить, что толщина пластин -фазы примерно одинакова, что также видно из рисунка 1.



а б

Рис. 1. Микроструктура образца титанового сплава ВТ6, изготовленного на подложке толщиной 2,5 мм (а) и образца, изготовленного на подложке толщиной 5 мм (б), в основной части вертикальной стенки

Механические характеристики полученных образцов также отличаются: образец 1

имеет средний предел прочности на растяжение 782 МПа и относительное удлинение до разрыва порядка 8 %, а образец 2 имеет средний предел прочности на растяжение 761 МПа и относительное удлинение до разрыва порядка 9 %. Следовательно, образец, полученный на подложке толщиной 2,5 мм, имеет более высокие прочностные характеристики и практически такую же пластичность в сравнении с образцом 2.

Таким образом, в результате проведенных исследований было выявлено, что толщина подложки оказывает влияние на условия теплоотвода, которое приводит к изменению микроструктуры материала. В свою очередь, изменение микроструктуры приводит к различиям в прочностных свойствах аддитивно изготовленного материала, что будет иметь важнейшее значение в эксплуатации изделия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90009.

1. Tofail S. A. M., Koumoulos E. P., Bandyopadhyay A., Bose S., O'Donoghue L., Charitidis C. Additive manufacturing: scientific and technological challenges, market uptake and opportunities // Mater. Today. 2018. T. 21. № 1. C. 22–37.
2. DebRoy T., Mukherjee T., Milewski J. O., Elmer J. W., Ribic B., Blecher J. J., Zhang W. Scientific, technological and economic issues in metal printing and their solutions // Nat. Mater. 2019. T. 18. № 10. C. 1026–1032.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-230

ПРИЧИНЫ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Калашников К.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Для изготовления различных металлических деталей в настоящее время используют методы аддитивного производства, которые позволяют производить конструкции разной сложности и размеров в зависимости от выбранного теплового источника и/или сырьевого материала. По типу сырьевого материала аддитивные технологии разделяют на порошковые методы и проволочные, в то время как по типу теплового источника разделяют лазерные, электронно-лучевые, плазменные и дуговые. В основном, для изготовления мелкоразмерных деталей, например, медицинского назначения, используют лазерные или электронно-лучевые порошковые методы, так как они позволяют в точности воспроизвести заданную 3D-модель высокой сложности. Для изготовления крупноразмерных деталей и заготовок наибольшее применение нашли такие методы, как проволочное электронно-лучевое аддитивное производство и проволочное дуговое аддитивное производство, так как позволяют использовать более дешевые и доступные сырьевые материалы, а также обеспечивают максимально возможное отсутствие пористости в сравнении с порошковыми методами. Однако, на формирование структуры в процессе 3D-печати могут оказывать влияние и другие факторы, помимо управляющих параметров аддитивного производства (например, ускоряющего напряжения и тока электронного пучка). В данной работе были исследованы образцы в форме вертикальных стенок, полученные методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, в которых была сформирована структура двух типов – вытянутые столбчатые зерна и мелкие зерна первичной β-фазы (рисунок 1).



Рис. 1. Макроструктура образца титанового сплава ВТ6, полученного аддитивным методом

Было обнаружено, что мелкозернистая структура материала образуется лишь с одной стороны вертикальной стенки и отделяется от крупнозернистой области границами столбчатых зерен, представленных зернограничной α-фазой. На рисунке 1 представлено продольное сечение образца, вырезанное в зоне с мелкозернистым строением. Из рисунка видно, что на расстоянии до 10 мм от края подложки столбчатые зерна растут во всем объеме образца, однако на расстоянии более 10 мм уже начинается изменение зеренной структуры. В результате было выявлено, что такой характер формирования структуры связан с механическим перемешиванием материала в ванне расплава проволокой, которая сместилась из центра ванны расплава к ее краю. В итоге это привело к уменьшению теплового воздействия на проволоку, за счет чего она расплавлялась лишь частично. Из этого можно сделать вывод, что применение вибрационного воздействия в процессе 3D-печати может позволить уменьшить размеры структурных элементов и улучшить свойства материала, что будет являться целью дальнейшей работы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-231

ИЗМЕНЕНИЕ УСЛОВИЙ ТЕПЛООТВОДА КАК СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ЛОКАЛЬНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Калашников К.Н., Княжев Е.О.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что процесс внедрения множества новых производственных технологий в промышленном секторе в первую очередь связан с необходимостью проведения крайне долгих и дорогостоящих предварительных процессов, таких как подбор параметров получения образцов и отработка технологии для разных типов изделий. Эта сложность свойственна и внедрению аддитивных технологий в производство деталей ответственного назначения на предприятиях авиационной, транспортной и ракетно-космической отраслей промышленности. При этом в современной литературе большая часть научных работ посвящена физике процесса послойного нанесения расплавленного металла и механизмам формирования структуры и свойств, в то время как изучение процессов аддитивного производства с технической точки зрения представляет не меньший интерес. Благодаря таким исследованиям, производители смогут получать необходимые рекомендации по выбору тех или иных параметров процесса 3D-печати для различных металлов и сплавов, геометрии подачи сырьевого материала, а также другие полезные данные, которые могли бы ускорить внедрение аддитивного производства. В связи с этим, в данной работе была поставлена задача исследовать влияние условий теплоотвода на структуру и свойства изделий из титанового сплава ВТ6, изготовленных методом локальной нестационарной металлургии, также известной как проволочное электронно-лучевое аддитивное производство. Для того, чтобы изменить условия теплоотвода, в данной работе были выбраны подложки разного состава. Первая представляет собой вспомогательную стальную пластину толщиной 5 мм, установленную на рабочем столе и основную титановую пластину марки ВТ1-0 толщиной 2,5 мм, установленную поверх вспомогательной. Вторая подложка представляет собой вспомогательную медную пластину толщиной 5 мм, установленную на рабочем столе и основную пластину титанового сплава ВТ6 толщиной 2,5 мм. Условия подвода тепла в процессе локальной металлургии были одинаковы для каждого типа подложки. Образцы печатались в форме вертикальных стенок.

В результате проведенных исследований было обнаружено, что изменение условий теплоотвода приводит к значительным изменениям как в макроскопическом, так и в микроскопическом строении образцов. Так, в каждом образце наблюдались дефекты в виде сферических пор, однако в образце, полученном на пластине ВТ1-0 количество пор и их размер значительно выше, чем в образце, полученном на пластине сплава ВТ6. Тоже касается и первичных зерен β-фазы: в обоих образцах они вытянуты вдоль направления роста изделия, но в образце, полученном на пластине ВТ6 их ширина меньше, чем в другом образце. Что касается микроструктурных отличий, то оба образца в основной части изделия представлены колониями пластин α-фазы, однако в данном случае наблюдается аналогичная закономерность: размеры колоний во втором образце меньше, чем в первом. В результате, это приводит к тому, что предел прочности образца, полученного на подложке ВТ1-0, при растяжении составляет порядка 710 МПа, тогда как образец, изготовленный на подложке ВТ6 демонстрирует временное сопротивление на уровне 740 МПа.

Таким образом, выбор материала подложки является очень важной задачей, так как оказывает существенное влияние на структуру и свойства конечного изделия. В первую очередь подложка должна обладать высокой теплопроводностью, так как благодаря использованию медной пластины скорость охлаждения выросла, что привело к уменьшению структурных элементов и увеличению механических характеристик материала.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-232

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ТОЛЩИНОЙ 35 ММ

Калашникова Т.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время в авиа- и ракетостроении основным методом получения неразъемных соединений является сварка трением с перемешиванием (СТП). Данный метод позволяет получать высокопрочные сварные соединения алюминиевых, магниевых и титановых сплавов благодаря тому, что процесс протекает в твердой фазе и лишен недостатков присущих традиционным методам сварки плавлением [1-3]. Тем не менее, несмотря на широкое использование данного метода, существует ряд мало исследованных проблем, связанных со сваркой трением с перемешиванием, а также фрикционной перемешивающей обработкой, которая основана на методе СТП и используется для поверхностного упрочнения материалов [4,5]. Одной из таких проблем является формирование структуры и свойств сварных соединений больших толщин, так как они представляют наибольший интерес для изготовления крупногабаритных конструкций, таких как корпуса летательных аппаратов.

В настоящей работе были исследованы образцы, вырезанные в поперечном сечении после фрикционной перемешивающей обработки (обработки трением с перемешиванием), из листового проката алюминиево-магниевого сплава АМг5 толщиной 35 мм, полученные в ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель». В процессе исследований подбирались параметры усилия прижима инструмента к материалу заготовки (кН), скорости сварки (мм/мин) и скорости вращения инструмента (об/мин). Режимы получения образцов были отработаны не для создания соединения, а в виде проходов по материалу заготовок, а, с целью определения граничных значений параметров процесса СТП для плит сплава АМг5 толщиной 35 мм. Отработку режимов получения образцов производили по внешнему виду образцов, макроструктуре, а также по стабильности процесса сварки.

Макроструктура образцов, полученных при первоначальном подборе режимов, представляла собой достаточно дефектную структуру с наличием крупных несплошностей в зоне перемешивания обработанного материала. Установлено, что при увеличении давления на инструмент и скорости сварки в зоне перемешивания количество дефектов снижается. При достижении оптимальных режимов процесса фрикционной перемешивающей обработки в зоне перемешивания по всей толщине заготовки отсутствуют дефекты, структура представлена смесью потоков материала по контуру инструмента. На основании полученных результатов были рекомендованы параметры для сварки трением с перемешиванием листовых заготовок из алюминиево-магниевого сплава АМг5 толщиной 35 мм.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. Li G.H., Zhou L., Luo S.F., [et al.] Optimization of process parameters of friction stir welded joints of marine grade AA 5083 // Materials Today: Proceeding. 2021 (In Press).
2. Singh V. P., Patel S. K., Kuriachen B. Mechanical and microstructural properties evolutions of various alloys welded through cooling assisted friction-stir welding: A review // Intermetallics. 2021. Vol. 133. P. 107122.
3. Gao F., Guo Y., [et al.] Fatigue properties of friction stir welded joint of titanium alloy // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 793. P. 139819.
4. R. Arun KumarR.G. Aakash Kumar, [et al.] Review of Friction Stir Processing of Aluminium Alloys // Materials Today: Proceeding. 2019. Vol. 16. P. 1048–1054.
5. Jadav H. H., Badheka V., [et al.] A review on effect of friction stir processing on the welded joints // Materials Today: Proceeding. 2021. Vol. 43 (1). P. 84–92.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-233

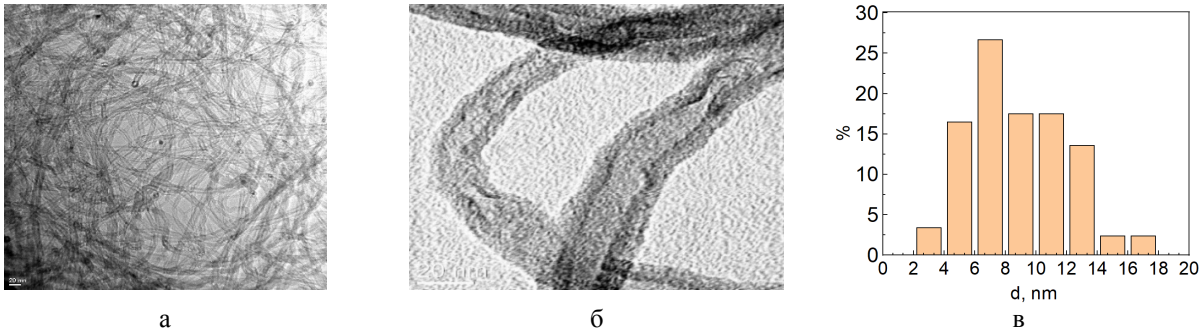
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИАМЕТРОВ МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК ИЗ АНАЛИЗА ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИХ СНИМКОВ

[1]Кудряшов Б.С, [2]Пономарёв А.Н, [2]Белослудцева А.А., [3]Барабашко М.С.
[1]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[3]Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины, Харьков

Многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ) обладают превосходными механическими свойствами [1], что позволяет их использовать для упрочнения композитов медико-биологического назначения [2-4]. Для создания такой керамики необходимо учитывать множество факторов, которые влияют на её физические и механические свойства, такие как: твёрдость, прочность, плотность, пористость, спекаемость [4], и структурные свойства МУНТ, такие как длина, диаметр, характеристики поверхности, при выборе оптимального набора внедряющих в композит добавок. С одной стороны с увеличением диаметра МУНТ наблюдается понижение модуля Юнга [1]. С другой стороны диаметр добавок МУНТ играет важную роль в цитотоксичности биоматериалов. МУНТ с большим диаметром менее токсичны, чем более тонкие МУНТ и одностенные углеродные нанотрубки (ОУНТ) [3].

Сведения о морфологии и структуре МУНТ получены из анализа снимков, сделанных с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM-2100F. Методом случайных секущих выполнена оценка средних диаметров МУНТ (<d>, nm), среднеквадратического отклонения (σ, nm), стандартной ошибки среднего размера (er) и коэффициента вариации (C_v, %). Анализ изображения выполнен в программе ImageJ.

ПЭМ-изображение МУНТ (см. рис. 1а и 1б) и гистограмма распределения МУНТ по диаметрам (см. рис. 1в) представлена на рисунке 1. Трубка по своей длине неоднородна и наблюдается изменение диаметра МУНТ в районе изгиба (см. рис. 1б).



а б в

Рис. 1. Изображения для набора МУНТ 1 ПЭМ – изображение нанотрубок (а,б), гистограмма распределения по диаметрам (в)

1. Elumeeva K. V. et al. Reinforcement of CVD grown multi-walled carbon nanotubes by high temperature annealing //Aip Advances. 2013. Т. 3. №. 11. С. 112101. https://doi.org/10.1063/1.4829272.
2. White A. A., Best S. M., Kinloch I. A. Hydroxyapatite–carbon nanotube composites for biomedical applications: a review //International Journal of Applied Ceramic Technology. 2007. Т. 4. №. 1. С. 1-13.https://doi.org/10.1111/j.1744-7402.2007.02113.x.
3. Roldo M. Biomedical applications of carbon nanotubes / M. Roldo, D.G. Fatouros // Annu Rep Sect C (Phys Chem). 2013. 109:10–35. https://doi.org/10.1039/c3pc90010j.
4. Barabashko M. S. et al. Variation of Vickers microhardness and compression strength of the bioceramics based on hydroxyapatite by adding the multi-walled carbon nanotubes // Applied Nanoscience. 2019. С. 1-8. https://doi.org/10.1007/s13204-019-01019-z.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-234

ЗАПАСЕННАЯ ЭНЕРГИЯ ДЕТОНАЦИОННОГО НАНОАЛМАЗА

[1,2]Кудряшова О.Б., [1]Петров Е.А.

[1]Бийский технологический институт Алтайского государственного технического университета, Бийск

[2]Институт проблем химико-энергетических технологий СО РАН, Бийск

Проведено теоретическое и экспериментальное исследование запасенной энергии алмазов детонационного синтеза (ДНА). Доказано, что ДНА обладают избыточной энергией по сравнению с природными и синтетическими алмазами. Рассмотрены возможные источники возникновения избыточной энергии. На основе данных по термогравиметрическому анализу образцов ДНА, полученных в различных условиях синтеза, представлены результаты анализа запасенной энергии образцов и их зависимости от дисперсности порошка. Установлено, что чем меньше размер частиц, тем больше тепла затрачено на их получение и выделилось при сжигании (рис. 1а). Экспериментально определенные нами значения плотности запасенной поверхностной энергии на один-два порядка выше, чем рассчитанные теоретически авторами работы [1]. Это говорит об огромной избыточной энергии, которой обладают частицы наноалмазов детонационного синтеза.

Изучен электростатический заряд частиц, приобретаемый ими в коронном разряде. Показано, что свойство приобретать электростатический заряд порошками ДНА связано с эффектом запасенной энергии. Приобретенный заряд частиц коррелирует с дисперсностью частиц (рис. 1б). Частицы ДНА приобретают более значительный заряд в поле коронного разряда, отнесенный к единице массы, по сравнению с другими мелкодисперсными порошками. Знак приобретенного заряда отрицательный.

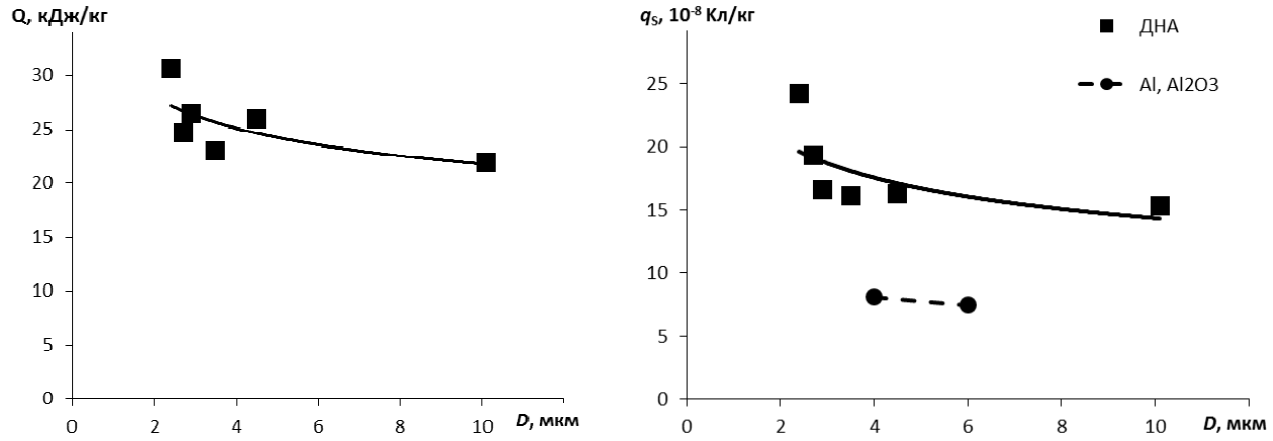


Рис. 1. Зависимость теплового эффекта при сжигании Q (а) и удельного заряда частиц q_s (б) от диаметра частиц

Избыточная запасенная энергия частиц и способность приобретать большой электростатический заряд может служить предпосылкой для выбора этого материала в качестве сорбента [2] и с других технологических приложениях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-29-19070 мк.

1. Магомедов М.Н. О поверхностных свойствах наноалмаза, Физика твердого тела. 2010. No. 6, с. 1206–1214.
2. Кудряшова О.Б., Степкина М.Ю., Балахнина А.В., Петров Е.А. Электростатическое распыление наноалмаза для адсорбции аэрозольных образований, Южно-Сибирский научный вестник. 2019. No. 1, с. 89-95.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-235

РАЗВИТИЕ СОВРЕМЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫХ СПОСОБОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ НА ОСНОВЕ ЛАЗЕРНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ

Макаров А.В.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

По мере совершенствования техники и интенсификации технологических параметров эксплуатации металлических изделий все более возрастает роль их поверхностных слоев, в которых развиваются процессы изнашивания, коррозии, кавитационного повреждения и формирования усталостных трещин. Для улучшения служебных характеристик поверхности успешно применяются лазерные и деформационные методы поверхностного упрочнения. Однако возможности отдельных упрочняющих технологий не всегда могут обеспечить требуемый комплекс свойств. Поэтому особый интерес представляет использование комбинации способов обработки для получения синергетического эффекта за счет суммирования и усиления преимуществ отдельных технологических операций.

В обзорном докладе представлены результаты исследований и перспективы развития комбинированных обработок металлических поверхностей с использованием лазерных технологий закалки, наплавки и аддитивного производства, термического воздействия, наноструктурирующих деформационных способов и нанесения тонкопленочных покрытий.

Применительно к развитию технологий лазерной наплавки предложен новый подход к получению износостойких хромоникелевых покрытий с особо высоким уровнем теплостойкости проведением комбинированной лазерно-термической обработки, включающей лазерную наплавку и отжиг при температурах 1000-1050°С [1]. Высокотемпературный отжиг формирует в покрытии высокопрочный термически стабильный каркас из крупных карбидов и боридов хрома, обеспечивая рост износостойкости (по сравнению с износостойкостью наплавленного покрытия) при абразивном воздействии и высокоскоростном (3,1-9,3 м/с) трении скольжения – в условиях сильного фрикционного нагрева [2,3].

Рассмотрены металлофизические [4] и трибологические [5] аспекты наноструктурирующих обработок стальных поверхностей скользящими инденторами. Продемонстрирована эффективность применения финишной фрикционной обработки в комбинированных технологиях для дополнительного повышения прочностных и трибологических свойств сталей, предварительно упрочненных химико-термической обработкой (цементация, закалка, низкий отпуск) [6] и лазерной закалкой [4,7,8], а также хромоникелевых покрытий, сформированных газопорошковой лазерной наплавкой [9].

Предложены комбинированные наноструктурирующие деформационно-термические обработки сталей с исходной структурой мартенсита и метастабильного аустенита. Фрикционная обработка с отпуском при 350°С закаленной на мартенсит стали 50 [10] обеспечивает рост в 2-3 раза твердости и износостойкости (по сравнению с отпущенной при 350°С сталью) при сохранении удовлетворительной пластичности [4], а также делает более равномерным развитие пластического деформирования при статическом и циклическом нагружении [11]. А лазерно-деформационно-термическая обработка низкоуглеродистой стали, включающая лазерную закалку, фрикционную обработку и отпуск при *450-550°С, формирует «бимодальные» структуры с сохранившими наноструктуру высокопрочными областями* [4]. Комбинированные наноструктурирующие обработки (фрикционная обработка + отжиг) метастабильной CrNi аустенитной стали обеспечивают дополнительное упрочнение (до 900 HV) α′-мартенсита деформации наноразмерными карбидами хрома $Cr_{23}C_6$ (отжигом при 400-450°*С)* или формирование высокопрочной (твердостью 630 HV) наноструктуры аустенита в результате деформационного прямого (при фрикционной обработке) γ→α′- и обратного (при нагреве до 650°*С*) α′→γ-превращений [12, 13]. Показана эффективность использования предварительной наноструктурирующей фрикционной

обработки для активизации химического модифицирования и улучшения прочностных и трибологических свойств поверхности аустенитной стали при низкотемпературном (350-400 °С) плазменном азотировании [13-15].

Для упрочнения полученных аддитивной лазерной технологией изделий из нержавеющей стали показаны перспективы комбинированных постобработок, включающих химическое модифицирование, деформационную обработку скользящим индентором и нанесение износостойких многослойных тонких пленок на основе аморфного алмазоподобного углерода и карбидов титана. Для кардинального улучшения эксплуатационно важных характеристик аустенитных сталей перспективным представляется использование комбинации фрикционной обработки [4] или промышленной технологии наноструктурирующего выглаживания [5] и осаждения нанокомпозиционных сверхтвердых и теплостойких покрытий на основе карбонитрида циркония и нитрида хром-алюминия.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 20-48-660065) и Свердловской области, РФФИ и БРФФИ (проект № 20-58-00057), а также в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6.

1. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование износостойкого хромоникелевого покрытия с особо высоким уровнем теплостойкости комбинированной лазерно-термической обработкой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 3. С. 39–46.
2. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Kharanzhevskiy E.V. Improving the properties of a rapidly crystallized NiCrBSi laser clad coating with high-temperature processing // Journal of Crystal Growth. 2019. V. 525. 125200.
3. Makarov A.V., Korobov Yu.S., Soboleva N.N., Khudorozhkova Yu.V., Vopneruk A.A., Balu P., Barbosa M.M., Malygina I.Yu., Burov S.V., Stepchenkov A.K. Wear-resistant nickel-based laser clad coatings for high-temperature applications // Letters on Materials. 2019. V. 9. No. 4. P. 470–474.
4. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Металлофизические основы наноструктурирующей фрикционной обработки сталей // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. № 3. С. 327–336.
5. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Псахье С.Г., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Трибологические аспекты наноструктурирующего выглаживания конструкционных сталей // Физическая мезомеханика. 2014.Т. 17. № 3. С. 14–30.
6. Makarov A.V., Davydova N.A., Malygina I.Y., Lyzhin V.V., Korshunov L.G. Improvement of heat and thermal wear resistance of cemented chromium-nickel steel by nanostructuring frictional treatment // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2016. Iss. 5. P. 49–66.
7. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки // Трение и износ. 2003. Т. 24. № 3. С. 301–306.
8. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Малыгина И.Ю., Солодова И.Л. Повышение теплостойкости и износостойкости закаленных углеродистых сталей фрикционной упрочняющей обработкой // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 3. С. 57–62.
9. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой // Вектор науки ТГУ. 2015. №4 (34). С. 60–67.
10. Патент 2194773, РФ. Способ обработки стальных изделий / А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, А.Л. Осинцева. Опубл. в БИМП. 2002. № 35.
11. Макаров А.В., Саврай Р.А., Горкунов Э.С., Юровских А.С., Малыгина И.Ю., Давыдова Н.А. Структура, механические характеристики, особенности деформирования и разрушения при статическом и циклическом нагружении закаленной конструкционной стали, подвергнутой комбинированной деформационно-термической наноструктурирующей обработке // Физическая мезомеханика. 2014. Т. 17. № 1. С. 5–20.
12. Макаров А.В., Скорынина П.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л. Влияние нагрева на структуру, фазовый состав и микромеханические свойства метастабильной аустенитной стали, упрочненной наноструктурирующей фрикционной обработкой // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. № 12. С. 1260–1267.
13. Макаров А.В., Саврай Р.А., Скорынина П.А., Волкова Е.Г. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 1. С. 62–69.
14. Makarov A.V., Samoilova G.V., Gavrilov N.V., Mamayev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A. Effect of Preliminary Nanostructuring Frictional Treatment on the Efficiency of Nitriding of Metastable Austenitic Steel in Electron Beam Plasma // AIP Conference Proceedings. 2017. V. 1915. 030011.
15. Lezhnin N.V., Makarov A.V., Gavrilov N.V., Osintseva A.L., Savrai R.A. Improving the Scratch Test Properties of Plasma-Nitrided Stainless Austenitic Steel by Preliminary Nanostructuring Frictional Treatment // AIP Conference Proceedings. 2018. V. 2053. 040050.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-236

УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Макаров А.В., Чалина М.А., Лежнин Н.В., Волкова Е.Г.
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

Аустенитные хромоникелевые стали, обладающие высокой коррозионной стойкостью и технологичностью, находят широкое применение в различных отраслях промышленности. Однако их низкие прочностные свойства не могут быть улучшены термической обработкой. Зернограничное и субструктурное упрочнение аустенитных сталей эффективно реализуется в современных технологиях поверхностного пластического деформирования, к которым относятся фрикционные и ультразвуковые обработки инденторами. В настоящей работе изучены возможности деформационного упрочнения аустенитной хромоникелевой стали AISI 321 (04Х17Н8ГМТ) с использованием нового способа ультразвуковой ударно-фрикционной обработки (УЗУФО) [1–4] в сравнении с упрочнением при стандартной ультразвуковой ударной обработке (УЗО) и при обработках скользящими инденторами. В отличие от УЗО, проводимой обычно под углом 90° к поверхности детали, УЗУФО выполняли под острым углом (80-60°) к поверхности образцов по схеме «углом вперед» [5] в условиях ограниченной смазки индустриальным маслом И-45. УЗУФО может проводиться в безокислительной среде (например, в аргоне) для предотвращения охрупчивания кислородом воздуха возникающего диффузионно-активного высокодисперсного слоя [1–5]. Однако из-за большой склонности аустенитных хромоникелевых сталей к адгезии в условиях нагружения твердосплавным индентором [6] в настоящей работе при осуществлении УЗУФО использовали смазку. Воздействие пульсирующего с частотой 21 кГц сферического индентора радиусом 4 мм из твердого сплава ВК8 под острым углом к обрабатываемой поверхности направлено на усиление фрикционной составляющей взаимодействия индентора с металлом и соответствующее увеличение сдвиговой составляющей пластической деформации, которая способствует измельчению зеренной структуры в результате активизации ротационного механизма пластической деформации. Скорость сканирования поверхности инструментом составляла V = 600 мм/мин с шагом поперечного смещения 0,1 мм. К инструменту прикладывалось прижимное усилие 140 Н.

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа установлено, что в результате УЗУФО под углом к обрабатываемой поверхности 60° формируется слой с ячеистыми и субмикрокристаллическими структурами, содержащей до 87 объем. % α'-мартенсита деформации (после стандартной УЗО количество мартенсита деформации составляет 68 объем. %).

Несмотря на отмеченную склонность нержавеющих сталей к схватыванию при деформационной обработке инденторами из твердого сплава [6], после использованных режимов УЗУФО не наблюдается подобного недопустимого вида повреждения поверхности по механизму адгезионного схватывания. Согласно данным оптической 3D-профилометрии по мере уменьшения угла при УЗУФО происходит рост шероховатости микрорельефа поверхности, что вызвано особенностями формирования валика пластически оттесненного металла по обе стороны инструмента [3]. При уменьшении угла атаки при УЗУФО от 80 до 60° значения среднеарифметического отклонения профиля шероховатости R_a субмикрорельефа поверхности, установленные при анализе микроучастков размерами 42,5×55,8 мкм, возрастают от 0,11 до 0,17 мкм. При профилометрии значительно более крупных по размерам (0,9×1,2 мм) участков обработанной поверхности установлено увеличение параметра R_a от 0,72 до 1,29 мкм после УЗУФО в диапазоне углов атаки 80-60°. Отмеченный сильный рост параметра шероховатости при анализе более протяженных участков обработанной поверхности отражает влияние макропрофиля (волнистости), возникающего при смещении колеблющегося с ультразвуковой частотой инструмента на 0,1 мм для прохождения очередной «дорожки».

Измерениями микротвердости с нагрузками на индентор Виккерса 0,25 Н установлено, что при исходной микротвердости стали AISI 321 200 HV 0,025 в результате УЗУФО происходит упрочнение ее тонкого поверхностного слоя до 465, 800 и 915 HV 0,025 при использовании наклонного удара под углами 80, 70 и 60°, соответственно. После обработки под углом 90° (стандартная УЗО) микротвердость поверхности составила 385 HV 0,025. В результате фрикционной обработки стали 12Х18Н10Т индентором из твердого сплава ВК8 в условиях развития адгезионного схватывания происходит упрочнение поверхности до 610-635 HV 0,025 [6]. Фрикционная обработка скользящим индентором из синтетического алмаза в среде аргона обеспечивает упрочнение поверхности стали AISI 321 до 790 HV 0,025 (при формировании 95 объем. % α'-мартенсита деформации) [7, 8], поверхности стали 12Х18Н10Т – до 710 HV 0,025 (70 объем. % α'-фазы) [9] и поверхности деформационно стабильной стали 03Х16Н14М3Т – до 720 HV 0,025 [10]. При алмазном выглаживании в СОЖ микротвердость метастабильной стали AISI 304 (06Х18Н9ГМТ) возрастает до 450 HV 0,025 [11]. Повышенное (до 915 HV 0,025) упрочнение стали AISI 321 при УЗУФО может быть следствием интенсификации насыщения поверхностного слоя углеродом из смазки [12].

Таким образом, усиление компоненты сдвиговой деформации при ультразвуковой упрочняющей обработке существенно повышает ее эффективность: после УЗУФО под углом 60° микротвердость поверхности в 2,4 раза выше, чем после традиционной УЗО. УЗУФО – эффективный метод упрочнения термически не упрочняемых аустенитных сталей.

Авторы выражают глубокую благодарность Осинцевой А.Л. за участие в работе.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020190116-6 при поддержке РФФИ и БРФФИ (проект № 20-58-00057).

1. Патент РФ № 2643289 / МПК B24B 39/00. Способ ультразвуковой упрочняющей обработки деталей / А.В. Макаров, И.Ю. Малыгина, С.В. Буров, Р.А. Саврай. Опубл. в БИМП. 2018. № 4.

2. Makarov A.V., Savrai R.A., Malygina I.Yu., Volkova E.G., Burov S.V. Nanostructuring and Surface Hardening of Structural Steels by Ultrasonic Impact-Frictional Treatment // AIP Conference Proceedings. 2018. V. 2053. 020006.

3. Лежнин Н.В., Макаров А.В., Лучко С.Н. Влияние ультразвуковой ударно-фрикционной обработки на упрочнение и топографию поверхности конструкционной стали 09Г2С // Письма о материалах. 2019. Т. 9. № 3. С. 310-315.

4. Макаров А.В., Саврай Р.А., Скорынина П.А., Волкова Е.Г. Развитие методов поверхностного деформационного наноструктурирования сталей // Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 1. С. 62–69.

5. Лежнин Н.В., Макаров А.В., Лучко С.Н., Логинов Б.А., Логинов А.Б. Особенности формирования топографии поверхности конструкционной стали 09Г2С при ультразвуковой ударно-фрикционной упрочняющей обработке // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2020. Т. 22. № 2. С. 16–29.

6. Makarov A.V., Skorynina P.A., Yurovskikh A.S., Osintseva A.L. Effect of the Technological Conditions of Frictional Treatment on the Structure, Phase Composition and Hardening of Metastable Austenitic Steel // AIP Conference Proceedings. 2016. V. 1785. 040035.

7. Makarov A.V., Samoilova G.V., Gavrilov N.V., Mamayev A.S., Osintseva A.L., Kurennykh T.E., Savrai R.A. Effect of Preliminary Nanostructuring Frictional Treatment on the Efficiency of Nitriding of Metastable Austenitic Steel in Electron Beam Plasma // AIP Conference Proceedings. 2017. V. 1915. 030011.

8. Zhidkov I.S., Kukharenko A.I., Makarov A.V., Savrai R.A., Gavrilov N.V., Cholakh S.O., Kurmaev E.Z. XPS characterization of surface layers of stainless steel nitrided in electron beam plasma at low temperature // Surface and Coatings Technology. 2020. V. 386. No. 125492.

9. Макаров А.В., Скорынина П.А., Юровских А.С., Осинцева А.Л. Влияние технологических условий наноструктурирующей фрикционной обработки на структурно-фазовое состояние и упрочнение метастабильной аустенитной стали // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 12. С. 1300–1311.

10. Макаров А.В., Скорынина П.А., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л. Влияние фрикционной обработки на структуру, микромеханические и трибологические свойства аустенитной стали 03Х16Н14М3Т // Металловедение и термическая обработка металлов. 2019. № 12. С. 21–24.

11. Кузнецов В.П., Макаров А.В., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А., Роговая С.А., Киряков А.Е. Упрочнение и повышение качества поверхности деталей из аустенитной нержавеющей стали алмазным выглаживанием на токарно-фрезерном центре // Упрочняющие технологии и покрытия. 2011. № 11. С. 16–26.

12. Ультразвуковая обработка конструкционных материалов / под ред. А.В. Панина. Томск: Издательский Дом Томского государственного университета. – 2016. – 172 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-237

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МАТЕРИАЛА «АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ/АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ + СПЛАВ NiCr», ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Москвина В.А., Майер Г.Г., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

С использованием сканирующей электронной микроскопии, рентгенофазового и магнитофазового анализа и металлографии были изучены закономерности формирования градиентной структуры в материале «аустенитная сталь/аустенитная сталь + сплав NiCr», полученном методом аддитивного производства. Методом электронно-лучевой 3D-печати на подложке из аустенитной стали были сформированы заготовки «аустенитная сталь/аустенитная сталь + сплав NiCr» в форме стенки с размерами 110×26×5 мм^3. Для формирования градиентного материала использовали два типа проволок (диаметром 1,2 мм): аустенитную нержавеющую сталь (АНС) 08Х18Н9Т (Fe-18,2Cr-9,4Ni-1,1Mn-0,7Ti-0,5Si-0,08C, масс. %) и сплав NiCr (77,8Ni-19,7Cr-1,9Si-0,5Zr-0,6Fe, масс. %). На подложку наплавляли пять слоев стальной проволоки, затем комбинированной подачей проволок (с применением двухпроволочных податчиков) проводили дальнейшее выращивание стенки с разным соотношением стали и нихрома. Стенка 1 была выращена при повторении последовательности: 4 слоя АНС + 2 слоя (АНС + 20 % NiCr); стенка 2 – 2 слоя АНС + 2 слоя (АНС + 20 % NiCr); стенка 3 – 1 слой АНС + 2 слоя (АНС + 20 % NiCr). Для исследования микроструктуры из полученных заготовок вырезали плоские образцы перпендикулярно слоям (в направлении роста стенки).

Область «АНС» (первые пять слоев заготовок) имеет двухфазную γ+δ микроструктуру, характерную для аддитивно-произведенных аустенитных нержавеющих сталей. В этой части заготовки объёмное содержание феррита увеличивается с удалением от подложки от 6 до 15 %, что связано с обеднением материала по Ni и уменьшением скорости затвердевания при кристаллизации материала. В части заготовки с двухпроволочной подачей материала АНС + NiCr структура полученных стенок также характеризуется дендритным строением. В этой части заготовок она представляет собой чередование слоев с разной травимостью: слои с пониженной травимостью соответствуют объему «слоев», а с повышенной травимостью – зонам сплавления слоев между собой. В переходной области «АНС/АНС + NiCr» фиксировали постепенное уменьшение объемной доли ферритной фазы. Макроскопически на металлографических шлифах наблюдали довольно четкую границу раздела между такими областями, что напрямую связано с подавлением формирования феррита в верхней части заготовки из-за обогащения по никелю. В области «АНС + NiCr» структура также имеет дендритное строение, главные ветви дендритов совпадают с направлением роста стенки. При этом с уменьшением количества слоев АНС в стенках между слоями с подачей проволоки нихрома фиксировали уменьшение доли δ-феррита, таким образом, что в стенке 3 его содержание было близко к нулю (не выявлялся при магнитофазовом анализе). В стенке 1 еще сохраняется двухфазная (γ+δ) структура, но содержание высокотемпературного феррита значительно уменьшается по сравнению с частью заготовки, в которой не производили подачу нихромовой проволоки (уменьшается с 10 до 5 %). В стенке 2 объемное содержание феррита в части заготовки «АНС + NiCr» не превышает 1 %, то есть режимы 2 и 3 двухпроволочного аддитивного производства способствует формированию преимущественно аустенитной структуры в заготовках.

Таким образом, экспериментально показано, что использование двупроволочной (АНС + NiCr) электронно-лучевой 3D-печати позволяет формировать заготовки нержавеющей стали с однофазной аустенитной структурой и подавлять формирование нежелательной δ-фазы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0030. Исследования проведены на оборудовании ИФПМ СО РАН (ЦКП «Нанотех»).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-238

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКЕ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ С ДИНАМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ПРИМЕНЯЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ

[1,2]Непомнящий А.С., [1]Семенчук В.М., [1]Сараев Ю.Н.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Электродуговая сварка плавящимся электродом является наиболее универсальным способом для создания конструкций ответственного назначения. У данного способа имеются свои достоинства и недостатки. К недостаткам можно отнести – нестабильность протекания процессов плавления и переноса электродного металла в сварочную ванну, а также повышенное разбрызгивание электродного металла.

Характер переноса электродного металла определяет стабильность процесса сварки и разбрызгивание металла, а также оказывает существенное влияние на формирование металла шва и на размер переносимых капель. В данной работе рассматриваются условия при которых реализуется мелкокапельный и крупнокапельный переносы электродного металла на интервалах коротких замыканий дугового промежутка.

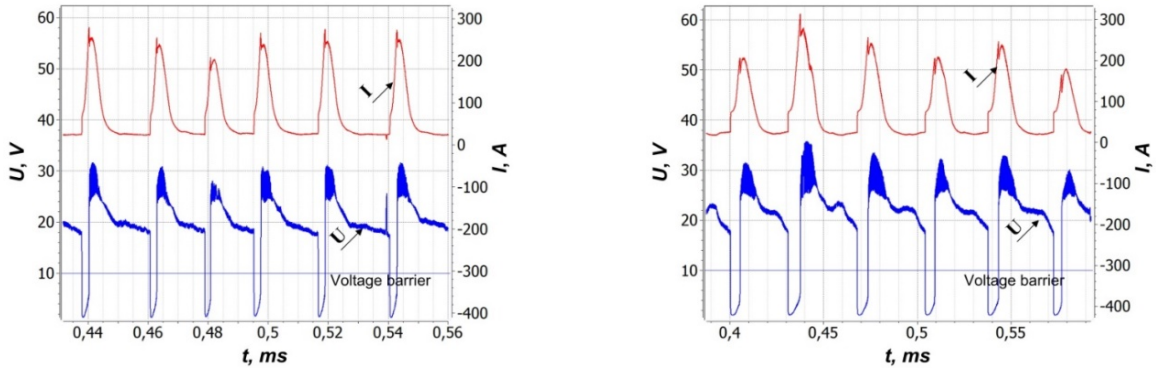
Анализ работ, посвященных вопросам обеспечения стабильности тепломассопереноса при электродуговой сварке плавящимся электродом, показывает, что основная причина, которая предопределяет нестабильное протекание процесса сварки, связана с неудовлетворительными динамическими свойствами источников питания [1,2]. В традиционных сварочных выпрямителях их динамические свойства формируются за счет наличия в сварочной цепи сглаживающих дросселей, определяющих программу изменения мгновенной мощности на интервалах коротких замыканий дугового промежутка [3]. В современных источниках питания инверторного типа скорость нарастания тока короткого замыкания может регулироваться путем изменения, так называемой электронной индуктивности с возможностью дополнительной регулировки в пределах ± 10% от установленных предельных значений нарастания и спадания тока короткого замыкания.

Цель работы: изучение влияния динамических свойств источников питания на характеристики тепломассопереноса, в условиях сварки и наплавки.

Методика и техника проведения эксперимента. Изучение взаимосвязи характеристик тепломассопереноса с динамическими свойствами различных систем питания, осуществлялось с применением исследовательского диагностического комплекса быстропротекающих процессов методами скоростной тепло- и видео съемки, осциллографированием основных энергетических параметров режима тока и напряжения дуги [4]. Указанный подход позволил получить объективную информацию о степени влияния динамических свойств систем питания на характеристики тепломассопереноса и стабильность технологического процесса, включая разбрызгивание электродного металла. Для исследований были выбраны сварочные источники, как в классическом исполнении типа ВС-300Б, с подающим механизмом Феб-09, так и инверторного типа, совмещенного с подающим механизмом электродной проволоки типа ПДГ-201 «Неон».

Обсуждение результатов. Анализ кривых изменения во времени значений тока и напряжения дуги при питании от классического выпрямителя ВС-300Б, в которых его динамические свойства формируются за счет индуктивного сопротивления сглаживающего дросселя, включаемого последовательно в сварочную цепь, показал, что применяемый способ управления скоростью изменения энергетических характеристик малоэффективен и не позволяет в полной мере оценить степень влияния динамических свойств системы питания на стабильность технологического процесса, поскольку индуктивное сопротивление системы питания устанавливается путем подбора величины воздушного зазора магнитопровода [1]. Большей эффективностью в достижении поставленной цели, обладают инверторные системы питания, имеющих опцию «динамика сварки», позволяющая

непосредственно в процессе сварки осуществлять варьирование предварительно установленных динамических характеристик в пределах от -10% до +10%. На рисунке 1 представлены примеры записи осциллограмм тока и напряжения дуги, полученных при различных значениях искусственно устанавливаемой скорости изменения их мгновенных значений. В таблице 1 приведены количественные показатели тепломассопереноса, в том числе погонной энергии и мощности процесса.



а б

Рис. 1. Характерные осциллограммы тока и напряжения дуги за весь цикл сварки в зависимости от динамических свойств дуги, проволока HYUNDAI Welding SM-70: +10% (а); -10% (б)

Таблица 1. Режимы и количественные характеристики основных показателей тепломассопереноса

Проволока	Динамика сварки	$U_{СР}$, В	$I_{СР}$, А	$f_{КЗ}$, Гц	$I_{КЗ}$, А	$T_{КЗ}$, мс	K_d	$P_{СР}$, Вт	Q, Дж/мм
HYUNDAI Welding SM-70	+10%	20,7	106,6	62	188,0	2,1	0,11	1 604,9	321,0
	-10%	21,4	110,6	32	175,9	4,9	0,36	1 599,6	319,9

Анализ представленных результатов показывает, что при электронном варьировании индуктивного сопротивления все основные показатели тепломассопереноса, такие как частота коротких замыканий, средняя длительность коротких замыканий, коэффициент её вариации, меняются в зависимости от выбранной «динамики сварки». Так, например при «динамике сварки» +10%, относительно режима -10%, частота переноса металла возрастает в 1,9 раз, что характеризует мелкокапельный перенос и более стабильное течение процесса сварки.

Таким образом, изменение динамических свойств источников питания позволяет обеспечить значительное повышение частоты переноса капель электродного металла, уменьшение их размеров а, следовательно, и меньшее выгорание легирующих элементов при плавлении электродной проволоки, меньшее теплосодержание переносимых капель и увеличение скорости кристаллизации металла шва из расплава.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021 – 2023 годы, проект FWRW-2021-0003.

1. Потапьевский А.Г., Сараев Ю.Н., Чинахов Д.А. Сварка сталей плавящимся электродом в защитных газах. - Издательская полиграфическая фирма ТПУ. – г. Томск. – 2011 г. – 210 с.
2. Лоос А.В. Лукутин А.В., Сараев Ю.Н. Источники питания для импульсных электротехнологических процессов. – Издательская полиграфическая фирма ТПУ. – г. Томск. – 1998 г. – 159 с.
3. Сараев Ю.Н. Импульсные технологические процессы сварки и наплавки. - ВО «Наука». - г. Новосибирск. – 1994. – 107 с.
4. Сараев Ю.Н. Комплекс для исследования процессов дуговой сварки // Автоматическая сварка. 2018. с. 15- 24.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-239

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ КАПЕЛЬНОМ И ПОСЛОЙНОМ МЕТОДЕ НАНЕСЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ПЕЧАТИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ ТЕХНОЛОГИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МЕДИ М1 И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08Х18Н10Т

Осипович К.С., Никонов С.Ю., Жуков Л.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Соединения медь Cu-нержавеющая сталь SS требуются в атомной энергетике в качестве одного из важных компонентов вакуумных камер для ускорителей частиц [1], а также в криогенной технике [2]. Подобное практическое применение основывается на преимуществах используемых материалов: высокая электрическая проводимость меди и высокая механическая прочность стали. Чтобы объединить преимущества нержавеющей стали и меди, необходимо применить подходящий процесс изготовления соединения. Но большие различия в свойствах Cu и SS, таких как температура плавления (Cu – 1085 ° C, SS – 1400 ÷ 1500 ° C) и теплопроводность (Cu – 401 Вт / мК, SS – 17 ÷ 19 Вт / мК) делает задачу получения соединения более сложной для многих традиционных методов изготовления. Непосредственно готовое изделие имеет большой интерес с точки зрения механизмов изготовления, так как на фазовой диаграмме Fe-Cu не содержится интерметаллидных фаз, за исключением малой области ограниченной растворимости между Cu и Fe. В совокупности с различием таких физических величин, как плотность (Cu – 8940 кг / $м^3$, SS – 7700 кг / $м^3$). Поэтому требуется прецизионный подбор параметров для аддитивных методов изготовления, например, метода электронно-лучевой аддитивной проволочной технологии. Принцип данного метода заключается в том, что в вакуумной камере на подложке на подвижном трёхкоординатном водоохлаждаемом столе электронным лучом формируется ванна расплава. В сформированную ванну расплава подается одновременно медная и стальная проволока, тем самым осуществляется 3D-печать вертикальной стенки методом послойного нанесения материала. Было выбрано два способа одновременной подачи проволок. В первом случае (I способ) одновременная непрерывная подача проволок меди и нержавеющей стали – послойный способ. Во втором случае (II способ) непрерывная подача только медной проволоки с капельным добавлением стальной проволоки – капельный способ.

I послойный способ приводит к более однородному распределению элементов, как в продольном, так и в поперечном сечении поверхности вертикальной стенки. За исключением особенностей распределения данных несмешивающих материалов – медь, как более плотный материал, опускается на дно ванны расплава, повторяя ее контур; сталь занимает верхнюю позицию в ванне расплава. II капельный способ приводит к созданию неоднородного распределения стали. Кроме этого на продольной поверхности вертикальной стенки можно наблюдать конвективное движение материала нержавеющей стали и границы жидкофазного разделения между медью и сталью.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0034.

1. Effect of Tool Offset On Dissimilar Cu-AISI 316 Stainless Steel Friction Stir Welding / A.J. Ramirez ; D.M. Benati ; H.C. Fals // Paper presented at the The Twenty-first International Offshore and Polar Engineering Conference, Maui, Hawaii, USA. 2011. Paper Number: ISOPE-I-11-103.
2. Qualification of electron-beam welded joints between copper and stainless steel for cryogenic application / C. Lusch, M. Borsch, C. Heidt, N. Magginetti, J. Sas, K.-P. Weiss and S. Grohmann // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2015. V. 102. P. 012017.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-240

ВЛИЯНИЕ СИНТЕЗА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО Ti-Ni-Ta-Si СПЛАВА НА УРОВЕНЬ И ЭВОЛЮЦИЮ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ TiNi ПОДЛОЖКИ

Остапенко М.Г., Семин В.О., Нейман А.А., Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Никелид титана (TiNi) известен своими функциональными свойствами, основанными на эффектах памяти формы и сверхэластичности [1]. Применение сплавов на основе TiNi в медицине ограничено из-за наличия в их составе высокой концентрации токсичного никеля [2]. Перспективным способом формирования на поверхности изделий из TiNi сплавов барьерных слоев со специальными свойствами, обеспечивающими эффективное снижение концентрации никеля вблизи поверхности, является аддитивный тонкопленочный электронно-пучковый (АТП-ЭП) способ синтеза поверхностных сплавов (ПС) [3]. Данный способ заключается в многократном чередовании операций осаждения легирующей пленки заданного состава и определенной толщины, и последующего жидкофазного перемешивания компонентов пленки и подложки с помощью импульсного низкоэнергетического (~30 кэВ) сильноточного (~25 кА) электронного пучка (НСЭП) микросекундной длительности (~ 2−4 мкс) [4]. Известно, что в результате НСЭП обработок образуются поля упругих напряжений, которые распространяются внутрь материала подложки и вызывают изменение ее структурно-фазового состояния на глубину, в десятки раз большую глубины прямого воздействия НСЭП, и, как следствие, изменение интегральных механических свойств изделий из TiNi, в первую очередь, имеющих миниатюрные размеры [5]. Цель данной работы заключалась в определении типа (растяжение/ сжатие) и оценке уровня остаточных напряжений, сформировавшихся в приповерхностном слое TiNi подложки после АТП-ЭП синтеза ПС на основе Ti-Ni-Ta-Si (далее [Ti-Ni-Ta-Si] ПС) на ее поверхности, влияния на величину остаточных напряжений дополнительных НСЭП обработок, связанных с улучшением структуры ПС.

Структурные исследования проводили на образцах с [Ti-Ni-Ta-Si] ПС, полученных АТП-ЭП способом синтеза системы [пленка ($Ti_{60}Ta_{30}Si_{10}$), 100 нм/ подложка TiNi]. Дополнительные режимы НСЭП обработок: *режим I* – плотность энергии ЭП E_s = 1,7 Дж/см^2, продолжительность импульса τ≈2.5 мкс, число импульсов n = 10; *режим II* (2-хступенчатый): 1-я ступень – (E_s = 1,7 Дж/см^2, τ≈2.5 мкс, n = 10), 2-я ступень – (E_s = 1,4 Дж/см^2, τ≈2.5 мкс, n = 5).

В работе проведено исследование фазового состава и его изменения в образцах с [Ti-Ni-Ta-Si] ПС после АТП-ЭП синтеза, а также после дополнительных НСЭП обработок. Анализ дифракционных картин позволил провести предварительный отбор наиболее вероятных фаз, образующихся в [Ti-Ni-Ta-Si] ПС, на интерфейсе и в приповерхностном слое TiNi подложки. Установлено, что в окрестности самого интенсивного рефлекса (110) матричной B2-фазы (диапазон углов 2θ= 40-60 град.) имеет место характерная для аморфной структуры широкая область диффузного рассеяния. Показано, что уровень остаточных напряжений в матричной фазе B2 TiNi подложки зависит от параметров дополнительных НСЭП обработок.

Исследования [Ti-Ni-Ta-Si] ПС после АТП-ЭП синтеза выполнены по гранту Президента РФ МК-1567.2020.2 (от 18.03.2020). Исследования [Ti-Ni-Ta-Si] ПС после дополнительных НСЭП обработок выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

1. Y. Bellouard, Shape memory alloys for microsystems: a review from a material research respective, Mater. Sci. Eng. A 481 (2008) 582–589.
2. J.M. Jani, M. Leary, A. Subic, M.A. Gibson, A review of shape memory alloy research, applications and

opportunities, Mater. Des. 56 (2014) 1078–1113.
3. L.L. Meisner, A.B. Markov, V.P. Rotshtein, G.E. Ozur, S.N. Meisner, E.V. Yakovlev, V.O. Semin, Yu.P. Mironov, T.M. Poletika, S.L. Girsova, D.A. Shepel. Microstructural characterization of Ti-Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by additive pulsed electron-beam melting of film/substrate system, J. Alloys Comp., 730 (2018) 376-385.
4. D.I. Proskurovsky, V.P. Rotshtein, G.E. Ozur, A.B. Markov, D.S. Nazarov, V.A. Shulov, Yu.F. Ivanov, R.G. Buchheit, Pulsed electron-beam technology for surface modification of metallic materials, J. Vac. Sci. Technol. A: Vac. Surf. Films 16 (4) (1998) 2480–2488.
5. Мейснер Л.Л., Лотков А.А., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю. Анализ методами рентгеновской дифрактометрии градиента внутренних напряжений в никелиде титана после электронно-пучковой обработки поверхности // Физ. мезомех. 2012. Т.15. №3. С.79–90.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-241

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ПАРАМЕТРЫ ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА ОСНОВЕ α-Ti В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V

[1]Перевалова О.Б., [1,2]Панин А.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский политехнический университет, Томск

В работе исследованы изменения в микроструктуре сплава Ti-6Al-4V после поверхностной ультразвуковой ударной обработки (УЗО). Исходным состоянием сплава были состояние поставки и состояние, полученное аддитивным методом проволочной 3D-печати по технологии EBF[3]. Для исследования микроструктуры после УЗО использовались методы рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и просвечивающей растровой электронной микроскопии с применением энергодисперсионного анализа элементного состава.

Прокатанный сплав. В исходном состоянии зерна α-фазы имели изотропную форму, а по их границам располагались прослойки β-Ti. Средний размер зерен α фазы составлял 2 мкм. После УЗО на дифрактограмме помимо пиков α-Ti и пика 011 β-Ti появляются пики с d, равными 0.24 нм и 0.21 нм, которые могут принадлежать как α″-Ti так и оксидам титана TiO_2 brookite и srilankite. Появление данных пиков сопровождается увеличением параметра a решетки α-Ti, увеличением полных среднеквадратичных смещений атомов и микродеформации кристаллической решетки α-Ti, а также образованием макронапряжений сжатия. Методами ПЭМ показано, что после УЗО в поверхностном слое образуются как оксиды так и α″-Ti. Поверхностный слой глубиной до 1 мкм состоит из нанокристаллических зерен α фазы и оксидов титана TiO_2. С удалением от поверхности зеренная структура α фазы изменяется от субмикрокристаллической до микрокристаллической и на глубине 70 мкм становится как в исходном состоянии. Как внутри так и по границам зерен α фазы после УЗО образуется нанокристаллическая мартенситная α″ фаза. В зернограничных прослойках происходит фазовое превращение β→α″+α. Уменьшение параметра решетки a α-Ti при УЗО сопровождается образованием мартенситной фазы α″-Ti и увеличением смещений атомов.

Сплав, полученный методом 3D – печати. В исходном состоянии сплав имел пластинчатую структуру зерен α-Ti с прослойками β-Ti по большеугловым границам зерен и β-Ti+α″-Ti по малоугловым границам. Прослойки β-Ti наблюдались на границах зерен с локальным содержанием ванадия 15-20 вес.%, прослойки β-Ti+α″-Ti – с содержанием ванадия 5-9 вес.%. После УЗО на дифрактограмме помимо пиков α-Ti и пика 011 β-Ti появляются пики с d, равными 0.24 нм и 0.21 нм. Их появление сопровождается увеличением параметра a кристаллической решетки и полных среднеквадратичных смещений атомов. С увеличением числа проходов УЗО от 1 до 5 интенсивность данных пиков уменьшается. Поверхностный слой глубиной до 1 мкм имеет нанокристаллическую структуру оксидов титана и α-Ti. С удалением от поверхности наблюдается градиентная структура α-Ti от нанокристаллической и субмикрокристаллической в подповерхностном слое до исходной на глубине 70 мкм. В зернах α-Ti после УЗО образуется нанокристаллическая фаза α″-Ti вследствие фазового перехода α-Ti→α″-Ti. С увеличением числа проходов УЗО и уменьшением объемной доли фазы α″-Ti происходит уменьшение параметра a решетки α-Ti и увеличение смещений атомов, что обусловлено фазовым переходом α″-Ti→α-Ti. В результате возрастает концентрация ванадия в твердом растворе на основе α-Ti и уменьшается его параметр решетки. Таким образом, УЗО поверхности образцов титанового сплава Ti-6Al-4V приводит к образованию градиентной зеренной структуры в поверхностных слоях и фазовым превращениям α-Ti→α″-Ti, α″-Ti→α-Ti и β→α″+α.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-242

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Рыгин А.В., Клименов В.А., Фёдоров В.В., Стрелкова И.Л., Матренин С.В., Батранин А.В.
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Производство материалов и изделий с применением аддитивных технологий вызывает устойчивый интерес множества отраслей промышленности. В медицине, авиакосмической промышленности и других наукоемких отраслях нередко применяются изготовленные аддитивными методами изделия. Технологическая эффективность и экономическая целесообразность применяемых при аддитивном производстве методов способны составить серьезную конкуренцию на существующем рынке металлической продукции [1,2].

При разработке аддитивных технологий получения изделий из металлических сплавов и композиционных материалов более углублённое понимание формирования структуры и свойств достигается за счёт сочетания методов неразрушающего контроля и физико-механических исследований [3].

Анизотропия и дефектность структур, формируемых в материалах и изделиях в процессе послойного нанесения, являются одними из ключевых причин, препятствующих повсеместному внедрению аддитивных технологий в производящие отрасли. Сокращение величины влияния вышеуказанных явлений представляется основными задачами научно-исследовательских и технических работ [4].

Целью настоящей работы является осуществить комплексное исследование материалов на основе титанового сплава Ti-6Al-4V и нержавеющей стали AISI 308LSi (аналог стали отечественной марки 04Х19Н9), полученных методом аддитивной электронно-лучевой наплавки [2,5].

Методами металлографии и электронной микроскопии и рентгеновской компьютерной томографии исследуется макро- и микроструктура титановых сплавов и нержавеющей стали. Анализируются особенности структуры исследуемых материалов и влияние их на механические свойства получаемых титановых сплавов и нержавеющей стали с оценкой механизмов их разрушения при проведении испытаний на сжатие.

Проведены исследования структуры и свойств титановых сплавов и нержавеющей стали, полученных в условиях послойного электронно-лучевого воздействия. Результаты исследований методами неразрушающего контроля показали особенности внутренней структуры материалов, которые следует принимать во внимание на стадии отработки технологии и корректировки процесса синтеза. Совместный анализ результатов неразрушающего контроля, данных микроструктурных исследований и механических испытаний даёт возможность получить более углублённое представление о механизмах формирования свойств исследуемых материалов, а также прогнозировать их поведение в условиях механического нагружения.

1. DebRoy, T., Mukherjee, T., Wei, H.L. et al. Metallurgy, mechanistic models and machine learning in metal printing // Nature Reviews Materials. 2021, Vol. 6, p. 48–68.
2. Fedorov V. V., Klimenov V. A., Batranin A. V., and Ranga P. Development of electron-beam equipment and technology for additive layer-wise wire cladding // AIP Conference Proceedings. 2019, Vol. 2167, № 020097.
3. Aleshin N.P., Grigo'rev M.V., Shchipakov N.A., Prilutskii M.A., Murashov V.V., Applying nondestructive testing to quality control of additive manufactured parts // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2016, Vol. 52, p. 600–609.
4. Marina Yu. Panchenko, Galina G. Maier, Valentina A. Moskvina, Evgenii V. Melnikov, Sergey V. Astafurov, Valery E. Rubtsov, Evgenii A. Kolubaev, and Elena G. Astafurova, Microstructural Inhomogeneity of Phase Composition and Grain Structure in Electron Beam Wire-Feed Additive Manufactured AISI 304 Stainless Steel // AIP Conference Proceedings. 2019, Vol. 2167, № 020261.
5. Рыгин А.В., Стрелкова И.Л., Иванов И.В., Структурные особенности полученной методом электронно-лучевой 3d-печати нержавеющей стали аустенитного класса и их влияние на механические свойства// Наука. Технологии. Инновации. Сборник научных трудов в 9 ч. / под ред. Гадюкиной А.В. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2020, с. 288-292.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-243

УПРАВЛЕНИЕ ПЛАВЛЕНИЕМ И ПЕРЕНОСОМ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ В СРЕДЕ ЗАЩИТНЫХ ГАЗОВ

[1]Сараев Ю.Н., [1]Григорьева А.А., [1]Семенчук В.М., [1,2]Непомнящий А.С.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Введение. Сварка в защитных газах является одним из наиболее распространенных способов сварки плавящимся электродом. Однако способу присущи такие недостатки, как повышенное разбрызгивание металла и нестабильность процесса [1]. Основной причиной их возникновения, особенно в среде активных газов, является действие электромагнитных сил и плазменных потоков, отталкивающих каплю от сварочной ванны. Это приводит к увеличению её размеров и смещению на боковую поверхность непрерывно подаваемого электрода. При этом процесс переноса металла в сварочную ванну происходит, как правило, на интервалах коротких замыканий дугового промежутка и носит случайный характер. При этом, в начальной стадии короткого замыкания, может иметь место выброс капель из сварочной ванны, из-за несоответствия допустимой скорости нарастания тока короткого замыкания относительно динамики развития контакта капли с ванной. Причиной этому является усиливающееся действие электродинамической силы, имеющей в начальной стадии короткого замыкания отрицательное значение [2].

Одним из наиболее эффективных путей устранения указанных недостатков является реализация электродуговой сварки плавящимся электродом в среде защитных газах методами адаптивных импульсных технологий [3]. Их преимущества перед традиционными заключаются в строгом непрерывном контроле за всеми стадиями сварочного микроцикла – периода плавления и переноса каждой капли электродного металла. Помимо отмеченного преимущества, импульсные технологии позволяют управлять формированием металла шва из расплава в разных пространственных положениях, обеспечивать снижение размеров зон структурной неоднородности, и как следствие обеспечивать снижение послесварочных напряжений и деформаций [4].

Цель работы: изыскание путей эффективного управления плавлением и переносом электродного металла при электродуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных активных газов.

Методика эксперимента. Существуют два основных вида переноса электродного металла при импульсно-дуговой сварке плавящимся электродом: «длинной дугой» – без замыкания дугового промежутка и «короткой дугой» – перенос электродного металла осуществляется во время коротких замыканий дугового промежутка. Исследования выполняли с применением исследовательского диагностического комплекса, позволяющего регистрировать характеристики тепломассопереноса с применением тепло- и видеосъемки синхронно с осциллографированием основных энергетических параметров режима [5]. Применяемое оборудование: МС-301, ВС-300 Б, дополненное полупроводниковым регулятором сварочного тока ИРСТ-1. Применяемые защитные газы: CO_2 и газовая смесь Ar 80% и CO_2 20%.

Количественные показатели исследуемых процессов приведены в таблице 1. Видеокадры отдельных сварочных микроциклов с синхронно записанными осциллограммами тока и напряжения дуги представлены: для процесса в CO_2 с короткими замыканиями дугового промежутка на рисунке 1, а для процесса в смеси газов Ar + CO_2 с переносом без коротких замыканий дугового промежутка на рисунке 2.

Обсуждение результатов. Анализ количественных показателей выполненных экспериментов подтверждают достижение цели исследований – реализации возможности управления плавлением и переносом каждой каплей электродного металла.

Таблица 1. Основные количественные показатели исследовательских экспериментов

№	Тип проволоки (защитная среда)	Режим	$U_{ср}$, В	$I_{ср}$, А	$N_{кз}$	$T_{Ср. Кз}$, мс	K_d	$I_{кз}$, А	Погонная энергия, кДж/мм
1	Сплошная (CO_2)	Неуправляемый каплеперенос	21,0	114,4	294	1,9	0,15	221,7	0,628
2	Сплошная (CO_2)	Управляемы каплеперенос	20,1	119,2	313	2,8	0,61	140,7	0,669
3	Сплошная (Ar80%+$CO_2$20%)	Без КЗ дугового промежутка	16,5	138,56	-	-	-	-	0,590

Где $U_{ср}$ – среднее напряжение на дуге, В; $I_{ср}$ – средний ток дуги, А; $N_{кз}$ – число коротких замыканий; $T_{Ср.Кз}$ – средняя длительность коротких замыканий, мс; K_d – коэффициент вариации длительности; $I_{кз}$ – ток короткого замыкания, А.

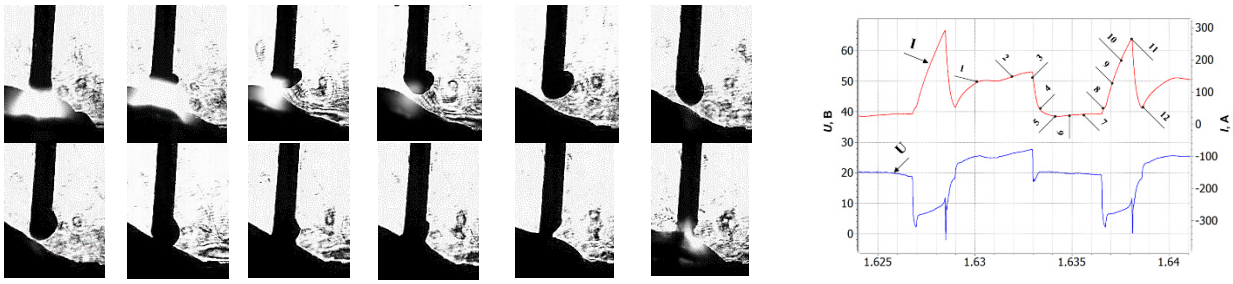


Рис. 1. Видеокадры сварочного микроцикла переноса электродного металла в среде CO_2 с короткими замыканиями дугового промежутка («короткой дугой»)

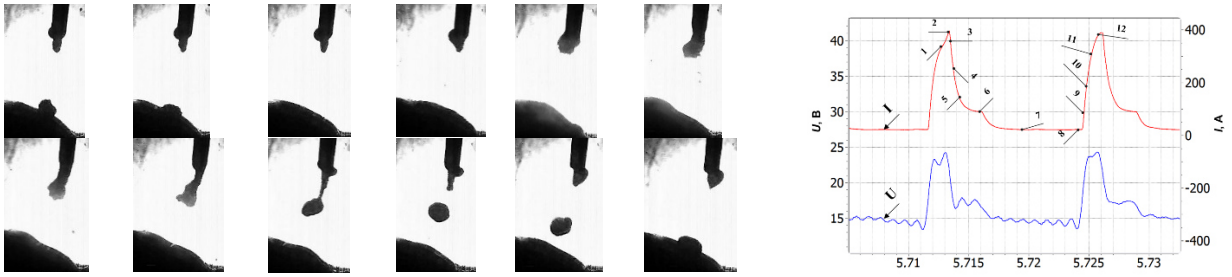


Рис. 2. Видеокадры сварочного микроцикла переноса электродного металла в среде Ar + CO_2, без коротких замыканий дугового промежутка («длинной дугой»)

Выводы:

1. Адаптивные импульсные технологические процессы сварки в среде защитных газов стабилизируют плавление и перенос электродного металла при сварке как «короткой», так и «длинной дугой».

2. Количественные показатели исследуемых процессов подтверждают эффективность развиваемого направления по управлению плавлением и переносом электродного металла при сварке в среде защитных газов как «короткой», так и «длинной дугой».

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021 – 2023 годы, проект FWRW-2021-0003.

1. Потапьевский А.Г., Сараев Ю.Н., Чинахов Д.А. Сварка сталей плавящимся электродом в защитных газах. - Издательская полиграфическая фирма ТПУ. – г. Томск. 2011. 210 с.
2. Сараев Ю.Н. Адаптивные импульсно-дуговые методы механизированной сварки при строительстве магистральных трубопроводов // Сварочное производство. 2002. №1. С. 4-12.
3. Сараев Ю.Н. Управление структурой и свойствами сварных соединений технических систем ответственного назначения методами адаптивной импульсно-дуговой сварки / Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Григорьева А.А., Лебедев В.А., Максимов С.Ю., Голиков Н.И. // Вопросы материаловедения. 2015. № 1 (81). С. 127-132.
4. Сараев Ю.Н. Комплекс для исследования процессов дуговой сварки // Автоматическая сварка. 2018. с. 15-24.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-244

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ДУГОВОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

[1]Семенчук В.М., [1,2]Непомнящий А.С., [2]Нестерук Д.А., [1]Сараев Ю.Н.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск
[2]Национальный исследовательскийТомский политехнический университет, Томск

Введение. Эксплуатационные показатели сварных соединений в значительной степени зависят от условий формирования неразъемного соединения, а именно, от процесса плавления материала, кристаллизации расплава, а также наличия остаточных напряжений и деформаций. Перечисленные стадии формирования неразъемных соединений непосредственно связаны с характеристиками тепломассопереноса, которые оказывают доминирующее влияние на процессы структурно-фазовых превращений и, в конечном итоге, определяют эксплуатационные показатели металлоконструкций в целом [1].

С учетом сказанного, в процессе сварки, возникает необходимость непрерывного контроля за отдельными стадиями формирования неразъемных соединений, в пределах отдельных сварочных микроциклов – периодов плавления и переноса электродного металла [2]. Реализация данного типа контроля в процессе формирования сварного шва позволяет корректировать технологические параметры в зависимости от показателей температурного поля, а также выявлять потенциально дефектные участки, которые характеризуются тепловыми аномалиями, когда превышение установленных для конкретного изделия допусков критических параметров температурного поля, может существенно ухудшать качественные и прочностные характеристики получаемых соединений [3].

Цель работы: Исследование температурных полей в процессе дуговой сварки плавящимся электродом, и их взаимосвязи с энергетическими параметрами режима, ответственных за уровень тепловложения в обрабатываемое изделие, кинетику металлургических процессов в сварочной ванне, условия формирования структуры металла шва и зоны термического влияния.

Методика проведения эксперимента. В процессе исследований осуществляли сварку двумя методами: на постоянном токе с использованием сварочного выпрямителя ВС-300Б и в режиме управляемого каплепереноса, с применением сварочного выпрямителя ВС-300Б, в сварочную цепь которого дополнительно включали импульсный регулятор сварочного тока ИРСТ-1. Наплавку электродами с покрытием выполняли на постоянном токе и с импульсным изменением энергетических параметров режима.

Регистрацию тепловых полей проводили с использованием тепловизионной камеры Optris PI 1M, установленной в диагностический комплекс быстропротекающих процессов (ДКБП), [4]. Обработку тепловых картин, осуществляли с применением разработанного программного обеспечения, позволяющего выводить результаты эксперимента в виде кривых термических циклов, построенных, как в продольном, так и поперечном направлении относительно сварного шва.

Пример записи тепловых полей при помощи тепловизионной камеры и последующей компьютерной обработки представлен на рисунке 1.

Обсуждение результатов. Анализ тепловых полей, полученных в ходе эксперимента, позволяет качественно оценить изменение теплосодержания расплава сварочной ванны. В рамках настоящего исследования было установлено, что при смене способа наплавки с переходом от режима постоянного тока (рис. 1б, 1г), к способу наплавки с импульсным изменением энергетических параметров (рис. 1а, 1в), теплосодержание сварочной ванны уменьшается, а скорость её остывания увеличивается, что подтверждается кривыми термических циклов, полученными после цифровой обработки тепловых полей, зарегистрированных в сечениях вдоль и поперек шва (рис 1д, 1е.). При этом длина сварочной ванны уменьшается в среднем на 15-20%, что подтверждается температурными полями процесса физического эксперимента.

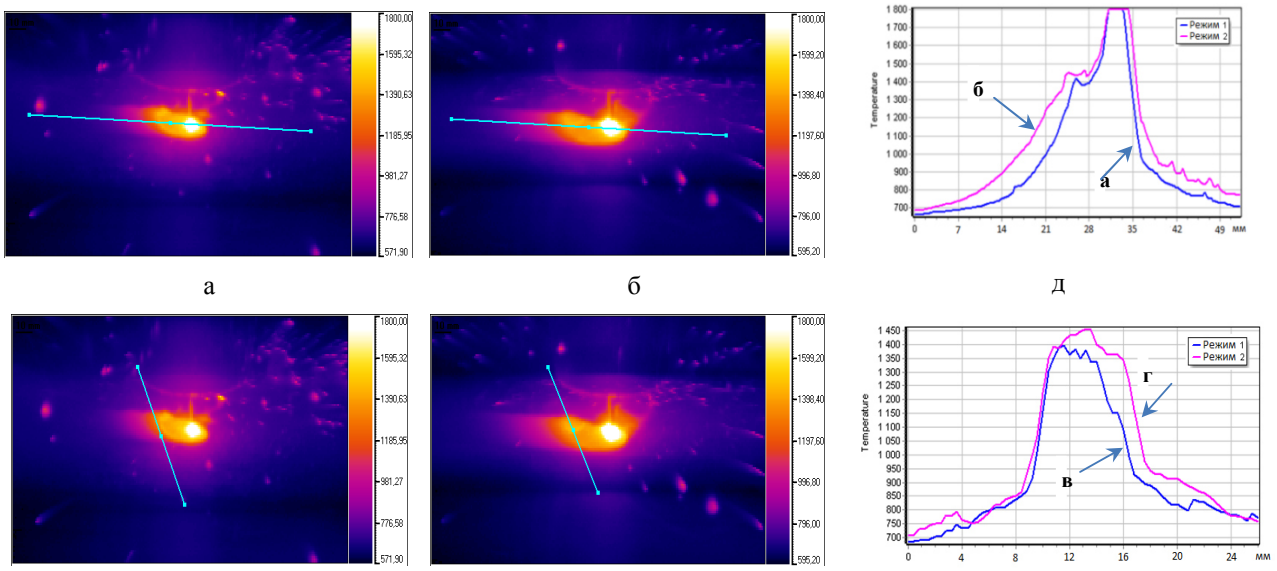


Рис. 1. Примеры записи (а, б, в, г) и обработки тепловых полей (д, е) при помощи тепловизионной камеры и последующей компьютерной обработки

Установлено, что комплекс взаимосвязанных характеристик тепломассопереноса в процессе дуговой сварки плавящимся электродом и термических циклов сварки, определяет уровень тепловложения в обрабатываемое изделие, и, в итоге, оказывает существенное влияние на напряженно-деформированное состояние сварных соединений, структуру и их механические характеристики. Наиболее эффективным приемом определения вышеуказанной взаимосвязи может быть синхронная регистрация характеристик тепломассопереноса, совмещенная с регистрацией температурных полей с помощью тепловизора, работающего в узком спектральном диапазоне ближнего инфракрасного излучения. Выполненная верификация качества сварного соединения на основе микроструктурного анализа поперечного сечения сварного шва, полностью подтвердила эффективность выбранного направления исследований.

Выводы:

1. Управление уровнем тепловложения, характеризуемого характеристиками тепломассопереноса, можно осуществить путем непрерывного контроля за энергетическими параметрами технологического процесса.
2. Установлено, что форма тепловых полей отражает производительность плавления основного и присадочного металла, обосновывает кинетику протекания металлургических процессов в сварочной ванне, а также условия формирования структуры металла шва и зоны термического влияния.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием ИФПМ СО РАН на 2021-2023 годы, проект FWRW-2021-0003.

1. Кархин В.А. Тепловые процессы при сварке / В.А. Кархин. – 2-е изд., переработанное и доп. – СПб: Изд-во Политехнического университета, 2015. – 572 с.
2. Saraev YN, Bezborodov VP Effect of the energy parameters of the welding process on the structure and properties of welded joints in low-alloy steels / Welding International. 2013. Т. 27. № 9. С. 678-680.
3. Сараев Ю.Н. Формирование структуры и свойств сварных соединений в условиях регулируемого тепловложения при импульсно-дуговой сварке / Сараев Ю.Н., Полетика И.М., Козлов А.В., Хомченко Е.Г. // Физическая мезомеханика. 2005. Т. 8. № S. С. 137-140.
4. Saraev Y.N., Lunev A.G., Semenchuk V.M., Nepomnyashii A.S. Heat and mass transfer kinetics in arc welding process // Russian physics journal. 2020. Т. 62. N 9. P. 1573-1579.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-245

ТОНКАЯ СТРУКТУРА АМОРФНОЙ ФАЗЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО СПОСОБА СИНТЕЗА ПОВЕРХНОСТНОГО Ti-Ni-Ta-Si СПЛАВА НА TINI ПОДЛОЖКЕ

Семин В.О., Дьяченко Ф.А, Гудимова Е.Ю., Мейснер Л.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Металлические биоматериалы, проявляющие эффекты памяти формы и сверхэластичности, а именно сплавы на основе TiNi, применяются в сердечно-сосудистой хирургии, ортопедии и стоматологии в качестве функциональных материалов для миниатюрных инструментов и имплантатов [1]. Использование этих материалов в малоинвазивной хирургии осложняется тем, что двойные TiNi сплавы имеют невысокие показатели усталостной долговечности и обладают низкой рентгеноконтрастностью. Возможным решением указанных проблем является создание на TiNi подложке тонких (толщиной до 2 мкм) поверхностных сплавов (ПС) с применением электронно-пучкового тонкопленочного способа синтеза [2]. Данный способ базируется на результатах новейших фундаментальных исследований в области физики конденсированного состояния [3, 4, 5] и инженерии поверхностей и заключается в жидкофазном перемешивании компонентов систем «пленка/подложка» низкоэнергетическим (10–40 кэВ) сильноточным электронным пучком (НСЭП) микросекундной длительности. Из-за высоких скоростей (~ 10^9 К/с) охлаждения расплава при формировании поверхностного сплава удается получать аморфные структурные состояния в поверхностных слоях TiNi, характеризуемые высокими механическими [4] и коррозионными свойствами [5]. Неравновесные условия, при которых оказывается возможным подавить кристаллизацию в металлических материалах и сформировать в них аморфную структуру, зависят от температурного фактора и уровня приложенного внешнего напряжения (давления). Целью работы является определение параметров структуры атомного ближнего порядка (радиусов координационных сфер, координационных чисел) и термической стабильности Ti-Ni-Ta-Si ПС, подвергнутого изотермическому отжигу.

Образцы из сплава TiNi (МАТЕК-СПФ, Россия), служащие в качестве подложки, имели размеры 10×10×1 мм, химический состав Ti–55.75 Ni–0.020 C–0.035 O–0.003 N–0.001 H–<0.1ост. (вес. %), температура начала обратного мартенситного превращения составляла A_s = 308 K. Материалом для исследований служил вариант четырехкомпонентного Ti-Ni-Ta-Si ПС. Описание способа синтеза, режимов осаждения Ti-Ta-Si пленки и режимов обработки НСЭП системы «Ti-Ta-Si пленка/TiNi подложка» содержится в работе [5]. Отжиги образцов с Ti-Ni-Ta-Si ПС проводили на съемной части экспериментальной установки «Пробой-2» (ИСЭ СО РАН, г. Томск), оборудованной вакуумной термической ячейкой, при остаточном давлении P = 10^{-5}–10^{-6} мБар, характерном времени выдержки Δt=10 мин и температуре отжига T = 773 K. Структуру образцов исследовали на просвечивающих электронных микроскопах JEM-2100 и JEM-2100F при ускоряющем напряжении 200 кВ, входящих в перечень оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, г. Томск) и Научно-образовательного инновационного центра «Наноматериалы и нанотехнологии» (НИ ТПУ, г. Томск), соответственно. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометрах ДРОН-7 (ЦКП «Нанотех», излучение – Co-Kα) и Shimadzu 6000 (Томский региональный ЦКП НИ ТГУ, излучение – Cu-Kα) в симметричной (Брегга-Брентано) и асимметричной геометриях падения рентгеновского пучка.

Установлено, что в наружном слое Ti-Ni-Ta-Si ПС сформировалась аморфная структура, характеризующаяся градиентом химического состава. Нижележащий подслой на глубине 1500 – 1800 нм от поверхности являлся аморфно-нанокристаллическим, в котором, по данным нанодифракционного анализа, присутствуют частицы фазы Ti_2Ni. Под аморфно-нанокристаллическим подслоем обнаруживается подслой с эвтектикой на основе смеси фаз B_2 + Ti_3Ni_4, а также ламели R-мартенсита. В результате отжига при T=773 K в образцах не

наблюдаются признаки расстеклования (кристаллизации) аморфной фазы, а на дифрактограммах, полученных в асимметричной схеме, сохраняется протяженная область диффузного рассеяния 1 порядка. В результате Фурье анализа кривых структурного фактора были получены приведенные функции радиального распределения атомов (ФРРА) от аморфной фазы в Ti-Ni-Ta-Si до и после отжига. ФРРА характеризуются множественными максимумами в диапазоне межатомных расстояний от 2 до 15 Å, что является свидетельством формирования в аморфной матрице атомного среднего порядка. При анализе ФРРА, восстановленных по картинам рентгеновского и электронного рассеяния, также обнаружено смещение радиусов координационных сфер в результате структурной релаксации металлического стекла. Предложена кластерная модель структуры аморфной фазы, состоящая из трехкомпонентных кластеров нескольких типов, в которых атомы {Ni, Ti, Si} или {Ni, Ta, Si} распределены на первой и второй координационных сферах вокруг центрального узла, занятого атомом Ti. Предложена концепция структурного фазового превращения аморф→кристалл, заключающаяся в том, что в результате изотермического отжига формирование нанокристаллической композитной структуры происходит путем перестройки структуры среднего атомного порядка Ti-Ni-Ta-Si ПС, в которой сохраняется структура атомного ближнего порядка, в переходную квазикристаллическую структуру из икосаэдрических нанокластеров различных конфигураций и химического состава.

Исследования структуры Ti-Ni-Ta-Si ПС выполнены по гранту Президента РФ МК-1567.2020.2 (от 18.03.2020). Работы по синтезу Ti-Ni-Ta-Si ПС выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

1. Jani J.M., Leary M., Subic A., Gibson M.A. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities // Mater. Design. 2014. Vol. 56. P. 1078–1113.
2. Способ синтеза рентгеноконтрастного поверхностного Ti−Ta−Ni сплава с аморфной или аморфно-нанокристаллической структурой на подложке из TiNi сплава / Л.Л. Мейснер, А.Б. Марков, Г.Е. Озур и др. Патент 2017137653/15(065731) РФ.
3. Meisner L.L., Markov A.B., Rotshtein V.P. et al. Microstructural characterization of Ti-Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by additive pulsed electron-beam melting of film/substrate system // J. Alloys Comp. 2018. Vol. 730. P. 376–385.
4. Meisner L.L., Rotshtein V.P., Semin V.O. et al. Microstructural characterization and mechanical behavior of nanocomposite Ti-Ni-Nb surface alloys synthesized on TiNi SMA substrate by additive thin-film electron-beam mixing // Mater. Charact. 2020. Vol. 166. P. 110455.
5. Meisner L.L., Rotshtein V.P., Semin V.O. et al. Microstructural characterization and properties of a Ti-Ta-Si-Ni metallic glass surface alloy fabricated on a TiNi SMA substrate by additive thin-film electron-beam method // Surf. Coat. Technol. 2020. Vol. 404. P. 126455.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-246

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА В РЕЗУЛЬТАТЕ НЕПРАВИЛЬНОГО ПОДБОРА ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Соколов П.С., Калашников К.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сварка трением с перемешиванием – один из наиболее новых и перспективных методов получения неразъемных соединений. При этом основными направлениями промышленности, в которых данная технология нашла применение, являются авиа- и ракетостроение, а также судостроительная промышленность [1, 2]. В основном сварка трением с перемешиванием используется для соединения крупногабаритных деталей, таких как обечайки летательных аппаратов. Такие детали требуют сварки толстостенных заготовок большой протяженности в один проход, а методами сварки плавлением достигнуть такого результата невозможно ввиду формирования целого ряда дефектов при сварке алюминиевых сплавов. Получение таких сварных соединений сваркой трением с перемешиванием возможно благодаря тому, что процесс происходит в твердой фазе: специальный инструмент для сварки трением с перемешиванием вращаясь погружается в стык двух пластин, пластифицирует материал и, поддерживая температуру в зоне сварки порядка 0,6 – 0,8 от температуры плавления материала заготовки, перемещаясь образует сварной шов [3]. Однако, в результате использования неоптимальных параметров (усилия прижатия инструмента, скорости вращения и скорости перемещения) существует вероятность поломки инструмента.

В настоящей работе проведено исследование особенностей разрушения стального инструмента для сварки трением с перемешиванием в процессе получения неразъемного соединения термически не упрочняемого алюминиевого сплава АМг5 толщиной 35 мм. В процессе сварки произошло разрушение инструмента в верхней части штифта инструмента, тем самым штифт остался в сварном шве, тогда как плечевая часть продолжала перемещаться вдоль линии стыка. Металлографические исследования показали, что разрушение началось по касательной к плоскости плечевой части инструмента, после чего продолжилось по хорде окружности, в результате чего часть штифта округлой формы осталась в центре плечевой зоны. При дальнейшем перемещении эта часть сильно деформировала обломок в зоне контакта, что привело к его расслоению и распространению трещин вглубь инструмента (рисунок 1).

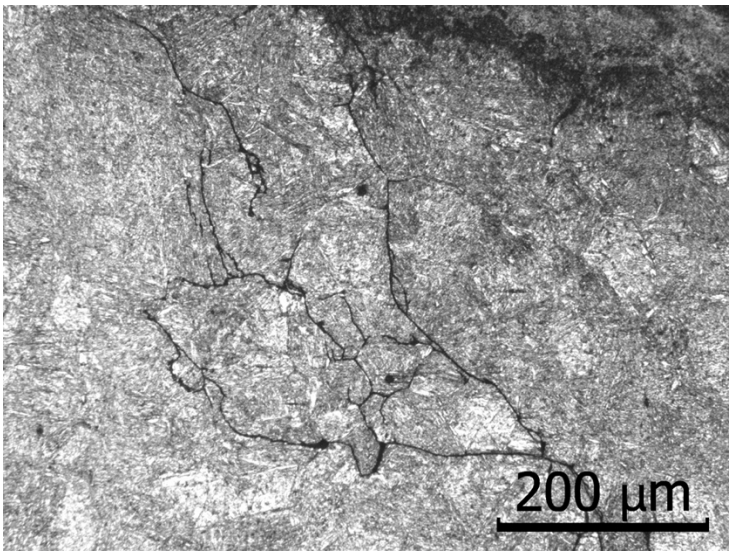


Рис. 1. Трещины в штифте сварочного инструмента

В результате было выявлено, что причиной разрушения инструмента вероятнее всего стала чрезмерно высокая сила его прижатия и скорость вращения, в результате чего в зоне

под плечами инструмента действовали высокие касательные напряжения, которые в итоге привели к зарождению трещины.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. Burford D., Widener C., Tweedy B. Advances in Friction Stir Welding for Aerospace Applications // 6th AIAA Aviation Technology, Integration and Operations Conference (ATIO). Reston, Virigina: American Institute of Aeronautics and Astronautics, 2006.
2. Wang G., Zhao Y., Hao Y. Friction stir welding of high-strength aerospace aluminum alloy and application in rocket tank manufacturing // J. Mater. Sci. Technol. 2018. T. 34. № 1. C. 73–91.
3. Mishra R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing // Mater. Sci. Eng. R Reports. 2005. T. 50. № 1. C. 1–78.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-247

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СПЕКАНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ FDM ИЗ МЕТАЛЛ-ПОЛИМЕРНОГО ФИДСТОКА

[1,2]Торопков Н.Е., [1,2]Криницын М.Г., [1]Лернер М.И.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Нержавеющая сталь 316L – один из наиболее широко используемых сплавов для изготовления деталей в машиностроении, медицине, авиакосмической промышленности и других отраслях. [1]. Порошки сплава 316L используются при производстве деталей различными методами порошковой металлургии, в том числе и методом литья под давлением (PIM-технология) [2,3]. Термопластические композиции на основе металлического порошка с полимерным связующим (сырьем) используются в процессе PIM, сочетающем традиционное литье полимеров под давлением и процесс спекания порошка.

Одной из наиболее распространенных технологий аддитивного получения изделий на сегодня является технология FDM. Технология подразумевает послойную печать расплавленной полимерной нитью (филаментом) и, благодаря технической простоте, доступности материалов и низких затратах на обслуживание, принтеры, работающие по этой технологии, получили широкое распространение не только в промышленности, но и в быту. Однако, ограниченность только полимерными материалами существенно сужает сферы применения FDM-принтеров.

Использование металлонаполненных филаментов позволяет получать металлические изделия методом FDM без усложнения конструкции принтера [4,5]. Для получения металлического изделия полимер удаляют из напечатанного изделия химически либо термически, после чего спекают металлический порошок. Для уменьшения усадки изделий, наполненность полимера металлическим порошком должна быть не менее 60% по объему, однако при такой плотности наполнения возможно застраивание порошка в сопле принтера в процессе печати.

Проблема может быть решена при использовании наноразмерных порошков, однако полимер-металлическая композиция с нанопорошком металла обладает низкой текучестью при расплавлении полимера. Экспериментально было показано, что проблема решается при использовании бимодального нано-микро порошка [6]. При использовании такого порошка филамент обладает хорошей текучестью, а вероятность забивания сопла порошком минимизируется. При этом возможно увеличить загрузку порошка до значений выше 60%.

В настоящей работе были исследованы изделия, напечатанные из бимодального порошка стали 316L, полученного методом электрического взрыва проволоки. Подбор режимов при электрическом взрыве позволяет эффективно регулировать размер частиц в порошке и изменять распределение частиц по размерам. Были исследованы изделия, напечатанные из порошков преимущественно с микрочастицами, преимущественно с наночастицами и с бимодальным распределением, где соотношение микро:нано составляет примерно 50:50 по массе.

Для проведения экспериментов по FDM печати металлонаполненным полимером был приготовлен фидсток в виде гранул для удобства проведения экспериментов. В качестве полимерного связующего использовалось полиэфир-полиамидного (1:5) полимерное связующее с содержанием бимодального порошка 94 мас.%. Бимодальный порошок дважды смешивали с полимерным связующим в одношнековом экструдере Scientific LE45-30 при 140 ± 2 °C для получения однородного сырья.

Было установлено, что наибольшую текучесть имеют полимер-металлические композиции с бимодальным порошком, а композиции только с нанопорошками имеют практически такую же текучесть, как и с микропорошками.

Напечатанные образцы помещали в ацетон на 24 часа при 40 ± 1 °C для удаления связующего. Затем образцы спекались в вакуумной печи, условия спекания определялись на

основании термического разложения исходного сырья. Спекание осуществляли при температурах 1220, 1270 и 1320 °С с выдержкой 1 час, при этом в процессе нагрева осуществлялась ступенчатая выдержка на температурах 200, 450 и 1000 °С по одному часу на каждой температуре.

При увеличении температуры спекания увеличивается также размер зерен независимо от состава фидстока, использованного для получения объемных образцов. Также происходит локализация карбидов в виде включений по границам зерен, легирующие элементы остаются распределенными в образцах хаотично.

В образцах из фидстоков с нанопорошком средний размер зерен меньше, чем у образцов с микропорошком. Наиболее существенна разница в образцах, спеченных при температуре 1320 °С. Такой результат согласуется с литературными данными [7] где при сравнении образцов из фидстоков с микро и нано-микро порошками, последние демонстрируют замедленный рост зерен при спекании, причем с увеличением времени изотермической выдержки рост зерен в нано-микро образцах практически не наблюдается, тогда как в образцах из микронного порошка размер зерен увеличивается практически на порядок в течение 5 часов спекания.

Микроструктура деталей и размер зерна меняются достаточно интенсивно в относительно узком интервале температур от 1220 до 1320 °С. Детали, спеченные при 1270 ºС, показывают довольно узкое распределение размеров зерен, при этом максимум распределения приходится на 7,5 мкм при твердости детали 175 HV. Рост размера зерна в деталях, изготовленных из сырья на основе бимодальных порошков, начинается при температурах выше 1270 ºС, максимум распределения составляет около 35 мкм. Твердость деталей снижается до 145 HV. Дальнейшее повышение температуры до 1320 °С способствует значительному увеличению размера зерна. Наблюдается широкое распределение зерен по размеру с максимумом распределения при 40 мкм, в то время как отдельные зерна достигают 280 мкм. Это отражается в снижении твердости до 128 HV.

В напечатанных образцах методом рентгеновской томографии были обнаружены периодически повторяющиеся макродефекты, связанные с ошибками в процессе печати по большей части обусловленными недостаточным заполнением материалом локальных областей образца. Однако, после спекания при 1320 °С большинство дефектов устранялись, причем в образцах из нано-микро порошка плотность образцов была наиболее близка к теоретическим значениям плотности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0007.

1. Lee W.S., Lin C.F., Liu T.J. Strain rate dependence of impact properties of sintered 316L stainless steel // Journal of Nuclear Materials. 2006. №359. P. 247–257. doi:10.1016/j.jnucmat.2006.09.003

2. Bleyan D., Hausnerova B., Svoboda P. The development of powder injection moulding binders: a quantification of individual components' interactions // Powder Technology. 2015. №286. P. 84–89. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.07.046

3. Hidalgo J., Jiménez-Morales A., Barriere T., Gelin J.C., Torralba J.M. Capillary rheology studies of INVAR 36 feedstocks for powder injection moulding // Powder Technology. 2015. №273. P. 1-7. https://doi.org/10.1016/j.powtec.2014.12.027

4. Toropkov N., Glazkova E., Chumaevskii A., Lerner M. Density and mechanical investigation of sintered Cronix 70 alloy parts produced by additive manufacturing // AIP Conference Proceedings. 2020. Vol. 2310. № 020337. https://doi.org/10.1063/5.0034876

5. Toropkov N., Lerner M., Mironov E. Feedstock investigation based on SAE 316L steel bimodal powders and PLA/PMMA for injection molding: An experimental study // AIP Conference Proceedings. 2019. Vol. 2167. № 020367. https://doi.org/10.1063/5.0034876

6. Glazkova E., Rodkevich N., Toropkov N., Pervikov A., Lerner M. Ti-6Al-4V alloy bimodal powders for powder injection molding // AIP Conference Proceedings. 2020. Vol. 2310. № 020109.

7. Choi J. P. et al. Sintering behavior of 316L stainless steel micro–nanopowder compact fabricated by powder injection molding //Powder Technology. 2015. Vol. 279. P. 196-202.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-248

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-МЕДЬ С ПРИМЕНЕНИЕМ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

[1,2]Торопков Н.Е., [1,2]Криницын М.Г., [1]Лернер М.И.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Композиционные материалы Fe-Cu представляют интерес для применения в различных отраслях машиностроения в качестве конструкционных элементов [1], элементов теплоотводящих систем [2], очистительных систем [3,4] и прочих. Такие материалы отличаются отличным соотношением прочности и пластичности, при этом также обладают высоким коэффициентом тепло- и электропроводности. Создание композиционных материалов Fe-Cu затруднено из-за низкой взаимной растворимости компонентов – они не формируют твердых растворов и кристаллических фаз [5-8]. Композиты Fe-Cu при микронном размере однокомпонентных областей теряют свои уникальные свойства, в связи с чем перспективным является создание композитов с наноразмерными областями железа или меди – псевдосплавов.

В работе были рассмотренны изделия из порошка Fe-Cu, который был получен электровзрывом проволоки. Схема получения порошка подразумевает использование скрутки двух проволок, в результате чего формируется бимодальный нано-микро размерный порошок Fe-Cu. При этом частицы порошка могут представлять собой как однокомпонентные, так и двухкомпонентные частицы, что снижает размер однокомпонентных областей в объемных материалах из таких порошков. Кроме того, такие смеси лишены проблем сегрегации порошка, проявляющейся при смешивании порошков, в том числе и наноразмерных.

Образцы получали методом инжекционного формования в литьевых формах (MIM, Metal Injection Molding) и по технологии 3D-печати (FDM, Fused Deposition Modeling). Оба этих метода требуют создания металло-полимерной композиции для формирования геометрии изделия, после чего из изделия удаляется полимер, а оставшийся в результате металлический порошок спекается и формируется цельнометаллическое изделие. Для использования в технологиях MIM и FDM были приготовлены металло-полимерные композиции с применением полиамида марки LX-2040 (OleoChemical, Германия) и полиоловых полимеров марки MC-2163 (OleoChemical, Германия) в соотношении 55:45 (LX-2040 : MC-2163). В качестве метода удаления связующего был выбран ацетоновый дебиндинг. Было выбрано содержание полимера по массе равное 7%, поскольку обеспечивала наилучший показатель текучести расплавленного композита (ПТР), а также минимальную усадку (~3%).

MIM-образцы получали при температуре 140 °C, скорости впрыска 40 $см^3$/с, и выдержке в матрице в течение 40 секунд. Образцы, полученные аддитивным методом, формировали при скорости печати 60 мм/мин, высота печатного слоя составляла 0,15 мм и диаметр сопла 0,8 мм, заполнение 100%, паттерн заполнения – перекрестное. При получении образцов аддитивным методом использовался подогрев рабочей платформы до 60 °C, поскольку прочность на изгиб полученных зеленых образцов с подогревом стола выше в среднем в 1,5 раза, чем образцов, полученных без подогрева.

Полученные образцы, как MIM, так и FDM, выдерживались в ацетоновой ванне при температуре 25 °C в течение 24 часов. Далее образцы спекали для формирования конечных свойств образцов.

Было установлено, что спекание в среде газовой смеси азота и водорода предпочтительнее с точки зрения формирования большей плотности изделий при меньшей температуре. Так, при спекании в вакууме максимальная плотность напечатанных образцов достигается при температуре 1000 °C, тогда как в среде азот-водорода при 975 °C. Далее, независимо от используемой среды спекания, с увеличением температуры плотность не

различается. Более ранний выход на максимальную плотность в среде азот-водород предположительно связан с восстановлением оксидной пленки на поверхности образцов, что повышает межчастичную активность порошков при их твердофазном спекании.

Данные по механической прочности на разрыв (Рис. 1) демонстрируют максимальное значение прочности (460±5 МПа), плотности (7,9±0,2 кг/м3) и твердости (89±2 HRB) при температуре спекания 1100 °С. Максимальные значения не разнятся для образцов, полученных методами MIM и FDM, однако при более низких температурах спекания прочностные свойства MIM-образцов выше. Обусловлено это более высокой плотностью MIM-образцов по сравнению с FDM-образцами, поскольку при послойном формировании изделий в технологии FDM неизбежно образуются межслоевые дефекты, приводящие к снижению прочностных свойств образцов. Не смотря на это, при более высоких температурах спекания плотность образцов увеличивается, в том числе благодаря формированию жидкой фазы в процессе спекания.

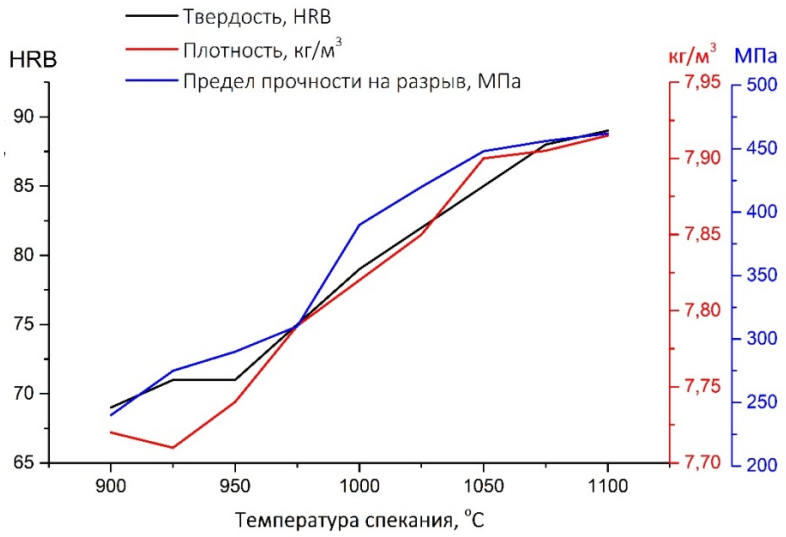


Рис. 1. Свойства 3D-печатных образцов из псевдосплава Fe-Cu в зависимости от температуры спекания

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0007.

1. Jiang J. Z., Gente C., Bormann R. Mechanical alloying in the Fe–Cu system //Materials Science and Engineering: A. 1998. Vol. 242. №. 1-2. P. 268-277.
2. Alami A. H. et al. Enhanced heat transfer in agitated vessels by alternating magnetic field stirring of aqueous Fe–Cu nanofluid // Case Studies in Thermal Engineering. 2020. Vol. 20. № 100640. P. 1-10.
3. Hosseini S. M., Ataie-Ashtiani B., Kholghi M. Nitrate reduction by nano-Fe/Cu particles in packed column // Desalination. 2011. Vol. 276. №. 1-3. P. 214-221.
4. Shubair T. et al. Novel application of nanoscale zero valent iron and bimetallic nano-Fe/Cu particles for the treatment of cesium contaminated water // Journal of environmental chemical engineering. 2018. Vol. 6. №. 4. P. 4253-4264.
5. Chen Q., Jin Z. The Fe-Cu system: A thermodynamic evaluation // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1995. Vol. 26. №. 2. P. 417-426.
6. Осипович К. С. Сферические медные частицы в легированной Fe-матрице аддитивно изготовленного биметаллического образца // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии. 2020. С. 578-579.
7. Зыкова А. П. и др. Структурные особенности формирования твердых растворов и интерметаллидов в металломатричном композите Al-Cu обработкой трением с перемешиванием // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии. 2020. С. 595-596.
8. Гусарова А. В. и др. Формирование полиметаллических материалов системы Cu-Fe гибридным аддитивно-термомеханическим методом // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии. – 2020. – С. 570-571.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-249

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛОМКИ ИНСТРУМЕНТА ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА Д16 ТОЛЩИНОЙ 20 ММ ИНСТРУМЕНТОМ ТИПА BOBBIN TOOL

Чумаевский А.В., Осипович К.С., Иванов А.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Метод сварки трением с перемешиванием инструментом типа bobbin tool (BB-FSW) обеспечивает качественные сварные швы с меньшими искажениями геометрии шва, чем сварка трением с перемешиванием классическим инструментом (FSW), что объясняется значительным уменьшением градиента температуры по толщине материала и сбалансированным подводом тепла, особенно при сварке изделий больших толщин. Хотя BB-FSW обладает значительной технологической гибкостью, существует ряд проблем, которые необходимо решить перед качественным применением этого метода в промышленном производстве. В качестве модельного материала, используемого для исследований технических недостатков, в работе применялся лист из термоупрочняемого алюминиевого сплава Д16 (листовой прокат толщиной 20 мм). Данный материал имеет широкую область практического применения, благодаря своей высокой прочности до ~ 700 МПа. Вначале сварки в стык кромок листов с торцевой стороны вводился сварочный инструмент типа bobbin tool. Инструмент типа bobbin tool имел 2 плеча одинакового диаметра 36,0 мм и винтовой стержень, геометрические размеры которого составляли – длина 18,5 мм, диаметр 17,0 мм. Частота вращения инструмента оставалась постоянной в процессе изготовления 250 об/мин в отличие от скорости подачи, которая увеличивалась вначале ввода инструмента. Отличительной особенностью соединения BB-FSW является то, что входная область имеет грат. С целью уменьшения негативного влияния данного производственного дефекта во время процесса варьировали значениями скорости сварки. При введении инструмента скорость его перемещения составляла 5 мм/мин. Далее скорость увеличивалась через каждые 5 мм до скорости сварки 20 мм/мин с шагом 5 мм/мин. Также исследованы образцы, полученные с изначально заданной максимальной скоростью сварки, без плавного повышения скорости. Для таких образцов также повышали скорость вращения инструмента. Образование входного дефекта связано с нестабильной циркуляцией пластифицированного металла вокруг пина для перемешивания, которая стабилизируется по мере того, как инструмент полностью окружается материалом, выдавленным из зоны перед инструментом. Когда задняя сторона пина открыта, экструзия материала приводит к выдавливанию пластифицированного металла на заднюю кромку. На свободном крае листа образуется грат. Вытеснение пластифицированного металла из зоны перемешивания на входе приводит к дефициту объема, который сохраняется дальше по месту сварки на определенном расстоянии, пока инструмент полностью не окружается пластифицированным металлом. Далее в структуре соединения формируются дефекты, которые также связаны с недостаточным уплотнением материала зоны сварки, обуславливающим выдавливание материала и образование пор и несплошностей. В работе помимо дефектов структуры материала для ряда образцов выявлена поломка инструмента на входе в материал, обусловленная в первую очередь превышением скорости продольной подачи инструмента при недостаточно прогретом материале. Попытка обеспечить внедрение инструмента без плавного повышения скорости продольной подачи на входе за счет увеличения скорости вращения инструмента до 500 об/мин не дала результата и в этом случае также происходила поломка инструмента.

Работа выполнена в рамках комплексного проекта "Создание производства высокотехнологичного крупногабаритного оборудования интеллектуальной адаптивной сварки трением с перемешиванием для авиакосмической и транспортной отраслей РФ" (соглашение о предоставлении субсидии от 22.11.2019 № 075-11-2019-033), реализуемого ЗАО «Чебоксарское предприятие «Сеспель», НГТУ и ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-250

ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОДИСПЕРСНОМ ДИОКСИДЕ КРЕМНИЯ, ПРОТЕКАЮЩИЕ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Шеховцов В.В., Волокитин О.Г.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Природный кварц в большинстве случаев представлен смесью β и α-кварцем относящимися к полиморфным модификациям SiO_2 [1]. Данное утверждение подтверждается на рентгенодифракционном спектре (рис. 1a). Степень кристалличности природного кварца составляет 98 % с параметром решетки (a = 4.9124 Å; c = 5.4021 Å), размер ОКР 50 нм.

Для количественной оценки присутствия химической связанной воды и легко плавких соединений произведена термическая выдержка навески природного кварца фракцией $D_p \leq 80$ мкм при $T_{cal} = 1173$ K с выдержкой t = 1 час. Скорость нагрева/остывания соответствовала 274 K/час. По оценкам результатов потери массы при прокаливании соответствует порогу Δ=0,93 мас. %. Полученный рентгенодифракционный спектр (рис. 1b) свидетельствует, что фазовый состав природного кварца при заданных параметрах термического воздействия ведет себя стабильно, однако степень кристалличности снижается до 84 %. Параметры решетки (a = 4.9186 Å, c = 5.4014 Å), размер ОКР увеличивается до 130 нм. Это достигается за счет энантиотропного процесса по схеме β-кварц ↔ α-кварц и термическими напряжениями, протекающими в поверхностном слое частиц.

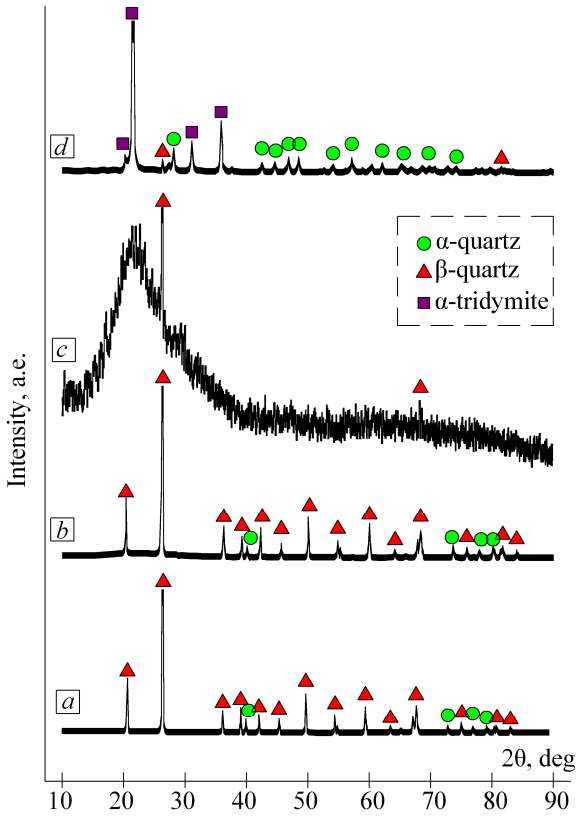


Рис. 1. Рентгенодифракционные спектры: природный кварц в исходном состоянии (a); природный кварц после термической выдержки 1173 K (b), полученный нанопорошок в исходном состоянии (c), нанопорошок после термической выдержки 1173 K (d)

Анализируя спектр полученного нанопорошка SiO_2 (рис. 1c), видно, что происходит образование диффузного гало, характеризуя наличие аморфного SiO_2. Аналогичный аморфный пик с эквивалентным углом Брэгга в 2θ = 21.8º получен при лазерной абляции и импульсного электронного испарения в работе [2]. В нашем случаи доля аморфизации составила 66 %, параметры решетки соответствует (a = 4.8423 Å, c = 5.4760 Å), размер ОКР

17 нм. Кроме того, на рентгенодифракционном спектре нанопорошка присутствуют 2 пика, характерные для кристаллической формы β-кварца SiO_2 (d = 0.335; 0.154 нм), что свидетельствуют об образование высокодисперсной кристаллической структуры. Стоит отметить, что максимум диффузионного гало смещается в область характерную для α-тридимит.

Для оценки аморфной фазы полученного нанопрошка SiO_2 проведена повторная термическая выдержка при T_{cal} = 1173 K с целью ростов кристаллов и идентификации их, так как температура T_{cal} соответствует допустимому пороговому значению стабильного роста кристаллов в аморфизированной структуре образцов. Дальнейшее повышение температуры может привести к разложению сформированной кристаллической решетки.

Полученный рентгенодифракционный спектр (рис. 1d) указывает на формирование структуры соответствующей α-тридимит с слабо интенсивными включениями α-кварц SiO_2. Степень кристалличность нанопорошка после термической выдержки составляет 72 % с параметрами решетки, a = 7.0999 Å, b = 7.0230 Å, c = 6.9745 Å, размер ОКР 62 нм.

Обобщая, полученные результаты рентгенодифракционной спектроскопии, можно записать следующую схему фазовых переходов и равновесий полиморфных модификаций SiO_2 (рис. 2).

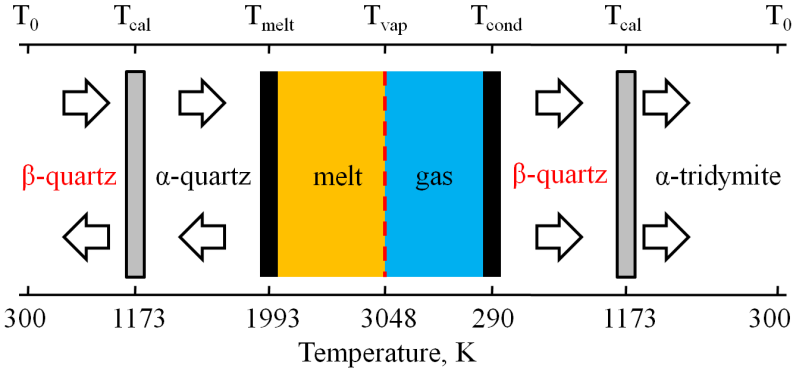


Рис. 2. Схема фазовых переходов и равновесий полиморфных модификаций SiO_2

Рассматривая левую часть рис. 2, исходный природный β-кварц склонен, только к энантиотропному превращению, так как β-кварц обладает наиболее плотной структурой полиморфной модификации SiO_2. В тоже время на фазовый переход, существенное влияние оказывает зерновой состав материала. Наличие крупной фракции и слабо развитой поверхности исходных частиц, сопряжено с препятствием в стабилизации устойчивой тридимитной фазы. Это обусловлено нехваткой высокодисперсных включений на поверхности частиц, позволяющие осуществлять смачивание твердой фазы при термических напряжениях, соответствующих границам перехода и стабилизации слабоустойчивой фазы α-тридимит.

Анализ правой части рис. 2, показывает, что при равных условиях термического воздействия ~T_{cal} полученный нанопорошок порошок модификацией β-кварц, позволяет произвести стабилизацию и сохранить наличие фазового перехода в α-тридимит модификацию SiO_2. Данный эффект достигается за счет высокой дисперсности и наличием связных цепочек между наноразмерными частицами. Формируемые при конденсации цепочки в результате незначительного нагрева позволяют сформировать дисперсный слой, представленный α-кварцем за счет высокого коэффициента поверхностного натяжения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект № 20-79-10102.

1. Abzaev Y. A., Volokitin G. G., Skripnikova N. K., Volokitin O. G., Shekhovtsov V. V. Investigation of the melting of quartz sand by low-temperature plasma // Glass Ceram. 2015, V. 72, no. 5-6, p. 225–227.
2. Il'ves V. G., Zuev M. G., Sokovnin S. Yu. Properties of Silicon Dioxide Amorphous Nanopowder Produced by Pulsed Electron Beam Evaporation // Journal of Nanotechnology. 2015, V. 2015, no. 8, Art. no. 417817, pp. 8.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-251

EBSD CHARACTERIZATION OF FRICTION-STIR PROCESSED 6061-T6 ALUMINUM ALLOY

Kalinenko A.A., Vysotskiy I.V., Malopheyev S.S., Mironov S.Yu., Kaibyshev R.O.
Belgorod State National Research University, Belgorod

In this work, field-emission gun scanning electron microscopy (FEG-SEM) coupled with electron backscatter diffraction (EBSD) technique was applied for microstructural characterization of friction-stir processed aluminum alloy 6061.

The program material was produced by semi-continuous casting, homogenized at 580°C for 1 h, and then extruded at 380°C to 75% of area reduction. To obtain the peak-aged condition, the extruded material was T6-tempered, i.e., solutionized at 550°C for 1 h, water quenched, and then artificially aged at 160°C for 8 h. The 3-mm-thick sheets were machined from the T6-tempered material, and then friction-stir processed (FSPed) using an AccurStir 1004 FSW machine. The welding tool consisted of a shoulder having a diameter of 12.5 mm and an M5 cylindrical probe of 2.7 mm in length. FSP was performed at the spindle rate of 1100 rpm and a feed rate of 125 mm/min. To investigate microstructure evolution during FSW as well as the microstructure distribution within stir zone, the sample-scale EBSD map, which encompassed the entire weld zone and consisted of ~60 million pixels, was obtained, as shown in Fig. 1.

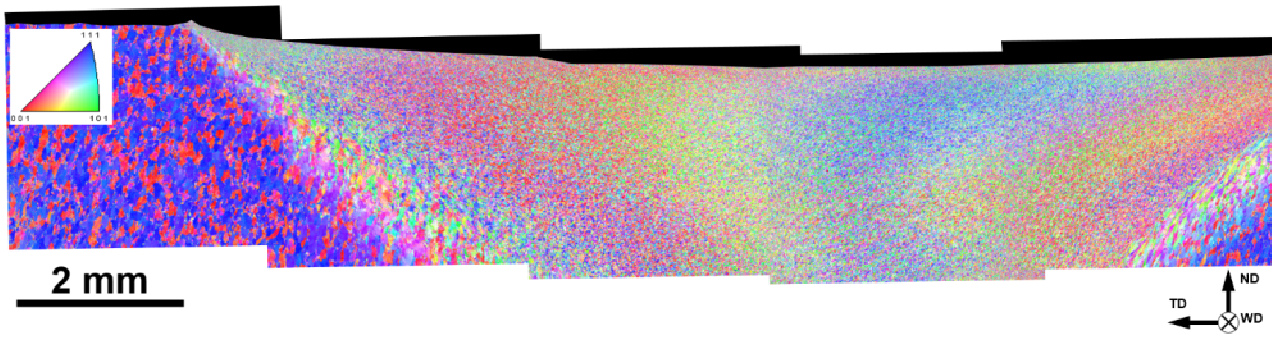


Fig. 1. Composite EBSD map taken from friction-stir processed material. In the map, individual grains are coloured according to their crystallographic orientations relative to the welding direction. WD, ND and TD denote the welding direction, normal direction, and transverse direction, respectively

The detailed microstructural analysis in thermo-mechanically affected zone showed that the grain structure evolution during FSP was likely governed by the continuous recrystallization mechanism. This process involved the geometrical reorientation and elongation of original grains in proportion of the imposed strain, extensive substructure development in grain interior, and the gradual transformation of low-angle boundaries into high-angle ones, which eventually broke down the parent grains into the fine-grained microstructure.

Microstructure distribution within the stir zone was found to be reasonably uniform. In all cases, the microstructure was dominated by the nearly-equiaxed grains with the mean grain size of 8 microns. The grains contained the developed subboundary structure, and the total fraction of high-angle boundaries varied from 60 to 70% depending on particular location within the stir zone. The systematic analysis of the texture produced in the stir zone revealed the prevalence of the B/-B {112}<110> simple shear orientation.

The authors are grateful to the staff of the Joint Research Center "Technology and Materials" at Belgorod State National Research University for assistance in experimental works.

Секция 4. Физика пластичности и прочности материалов

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-252

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ МЕТАЛЛА ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 12Х1МФ ВБЛИЗИ ЗОН ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ

[1]Абабков Н.В., [1]Смирнов А.Н., [2]Попова Н.А., [2]Никоненко Е.Л.

[1]Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева, Кемерово

[2]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Вопросам эксплуатационной надежности материалов оборудования теплоэнергетического комплекса, которое находится в эксплуатации в течение длительного времени, уделяется все большее внимание во избежание технических, экологических и гуманитарных катастроф в современных условиях. При этом экономическая ситуация в стране требует продления сверх расчётного срока эксплуатации этого оборудования. Проведение технического диагностирования и экспертизы промышленной безопасности является компромиссным решением данной проблемы. Однако для технической реализации необходимо совершенствовать существующие и развивать новые методики испытаний.

В работе выполнено исследование образцов металла из эксплуатируемых и поврежденных участков паропроводов из стали 12Х1МФ после деформации до образования зон устойчивой локализации деформаций методом электронной микроскопии. Исследованы разные участки образцов из стали 12Х1МФ, а именно непосредственно в зонах локализации деформации и на расстоянии 3 мм от этих зон.

В результате проведенных исследований для каждого образца был определен фазовый состав (качественно и количественно), а также рассчитаны следующие параметры тонкой структуры: объемные доли структурных составляющих стали, скалярная ρ и избыточная $\rho\pm$ плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки χ, амплитуда внутренних напряжений (напряжение сдвига и дальнодействующие напряжения). Все количественные параметры тонкой структуры определены как в каждой структурной составляющей стали, так и в целом по каждому исследованному участку образца.

Структура металла всех исследованных участков образцов после деформации до образования зон устойчивой локализации деформаций состоит из феррито-перлитной смеси, а для образцов после эксплуатации до разрушения только из нефрагментированного и фрагментированного феррита. Феррит, занимающий основную часть объема материала, присутствует как нефрагментированный, так и фрагментированный. При этом выявлены отличия в структурно-фазовом состоянии в металле образцов из стали 12Х1МФ в зонах устойчивой локализации деформации и на расстоянии от нее 3 мм и далее по образцу. Таким образом установлено, что не весь объем металла образца после кратковременного испытания до достижения устойчивой локализации деформации имеет одинаковую микроструктуру.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ для поддержки молодых кандидатов наук МК-1084.2020.8.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-253

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ НА МАКРО- И МЕЗУРОВНЯХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ В СВАРНОМ ШВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ

[1]Абзаев Ю.А., [1]Клопотов А.А., [2]Слободян М.С., [3]Курган К.А., [1]Устинов А.М., [3]Клопотов В.Д.
[1]Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[3]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Сварные соединения при изготовлении изделий и конструкций из титановых сплавов достаточно широко используются в различных летательных аппаратах. В процессе сварки в зоне сварного шва образуется сварочная ванна и при кристаллизации диссипация тепловой энергии приводит к изменению структурно-фазового состояния и механических свойств как в зоне сварного шва, так и в зоне термического влияния (ЗТВ) [1]. Очевидно, что разные виды сварки приводят к разным структурно-фазовым изменениям в сплавах на основе титана и как следствие механические свойства сварных соединений зависят от видов сварки.

Сварное соединение является местом концентраторов напряжений в конструкциях. Наличие концентраторов напряжений кроме того, что приводят к значительному росту напряжений в области концентраторов, но и создают сложные (чаще всего объемные) неоднородные напряженные состояния. Наличие таких неоднородных распределений напряжений проявляется в создании сложных деформационных полей в области концентратора напряжений и оказывает значительное влияние на развитие упругих и пластических деформаций и, что в конечном итоге, приводит к созданию трещин. Таким образом, несущая способность конструкций очень сильно зависит от деформационных процессов, происходящих в области концентраторов напряжений [2]. Поэтому необходимы как экспериментальные, так и теоретические детальные исследования напряженного и деформированного состояний в местах концентрации внешних механических воздействий.

Для анализа напряженно-деформированного состояния в области концентраторов напряжений в настоящее время широко используется методы бесконтактный оптический регистрации распределений деформационных полей на поверхности объектов на основе трехмерной цифровой оптической системы Vic-3D [3].

В данной работы представлены результаты in situ исследования на мезо- и макромасштабном уровнях эволюции деформационных полей на поверхности в области сварного соединения в титановом сплаве ВТ1-0 при растяжении методом корреляции цифровых изображений в зависимости от видов сварки.

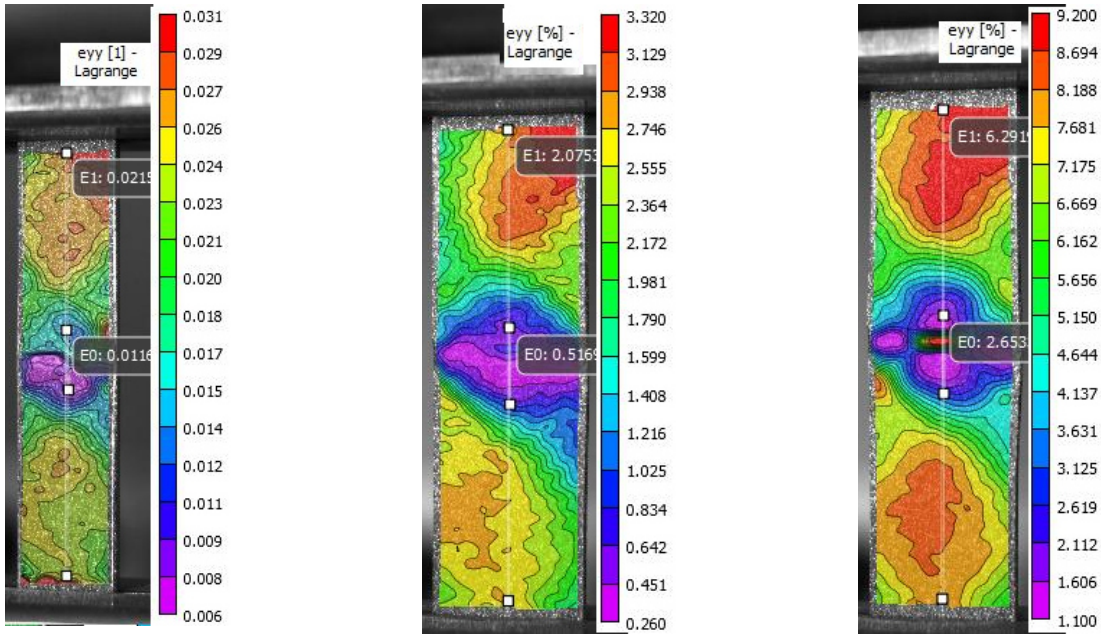
В исходном состоянии образцы из сплава ВТ1-0 обладали микрокристаллической структурой со средним размером зерна порядка 5 мкм. Перед сварным соединением эти пластины были разрезаны на две равные части. Затем, были изготовлены две серии образцов в зависимости от видов сварки. Сварной шов был перпендикулярен оси растяжения. В первую серию вошли образцы, полученные при помощи ручной дуговой аргоновой сварки. Вторая серия образцов получена при помощи электронно-лучевой сварки. Электронно-лучевую сварку двух титановых пластин проводили на промышленной установке ЭЛС-0,5-6 с вакуумной камерой. Максимальная мощность электронно-лучевого пучка составляла 6 кВт с диаметром в зоне сварки ~ 0,5 мм.

Для получения данных при помощи цифровой оптической системы Vic-3D на поверхности образцов были созданы спекл-картины (стохастическое расположение черных точек на белом фоне).

Деформационные воздействия растяжением на образцы со сварными швами проводили на испытательной машине «INSTRON 3386». Эволюцию деформационных полей при испытаниях фиксировали при помощи оптической измерительной системы VIC-3D [3].

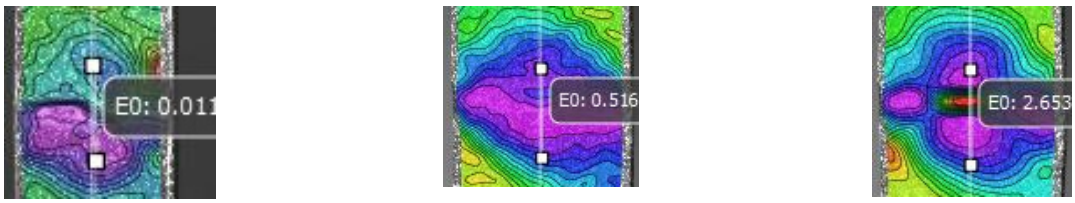
На рис. 1 и 2 представлены спекл-картины распределений вертикальных относительных деформаций ε_{YY} на поверхности образца, полученных сваркой двух титановых пластин ВТ1-

0, при одноосном растяжении при разных усредненных деформациях по рабочему полю образцов в зависимости для разных видов сварки. На приведенных спекл-картинах видно, что при одинаковых усредненных деформациях по всему рабочему полю образцов деформация в области сварного шва, полученном методом аргонно-дуговой сварки имеет более сложное строение и значительно больше, чем сварное соединение, полученное электронно-лучевым методом.



а б в

Рис. 1. Спекл-картины распределений вертикальных относительных деформаций ε_{YY} на поверхности образца, полученного сваркой двух титановых пластин ВТ1-0, при одноосном растяжении при разных усредненных деформациях по рабочему полю образцов: сварка электронно-лучевым методом (а), (б); аргонно-дуговая сварка(в), (г)



а б в

Рис. 2. Спекл-картины распределений вертикальных относительных деформаций ε_{YY} на поверхности образца в области сварного шва, полученного сваркой двух титановых пластин ВТ1-0, при одноосном растяжении при разных усредненных деформациях по рабочему полю в области сварного соединения: сварка электронно-лучевым методом (а), (б); аргонно-дуговая сварка(в), (г)

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004).

1. В.А. Клименов, С.Ф. Гнюсов, А.И. Потекаев, А.А. Клопотов, Ю.А. Абзаев и Курган К.А. др. Структура и свойства микрокристаллического и субмикркристаллического титанового сплава ВТ1-0 в области шва при электронно-лучевой сварке. Известия ВУЗов. Физика. 2017. Т.60, №6. С.62-70.
2. Мавлютов Р.Р. Концентрация напряжений в элементах авиационных конструкций. М: Наука, 1981. 140 с.
3. Sutton M.A., Orteu J.J., Schreier H. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. - University of South Carolina, Columbia, SC, USA, 2009. 364 p.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-254

ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕХАНИЗМОВ ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ

[1]Аглетдинов Э.А., [1]Ясников И.С., [2]Виноградов А.Ю.
[1]НИИПТ, Тольяттинский государственный университет, Тольятти
[2]Норвежский университет естественных и технических наук, Тронхейм

Предлагается феноменологическая модель деформационного упрочнения, справедливая для ГПУ металлов и учитывающая взаимодействие механизмов дислокационного скольжения и механического двойникования. Модель основана на следующих положениях. Вклад механического двойникования в деформационное упрочнение двоякий. С одной стороны, двойниковые границы уменьшают длину свободного пробега дислокаций, с другой стороны, двойниковая граница вносит дополнительный вклад в аннигиляцию дислокаций. Объемная доля двойников определяется распределением по размерам зерен, толщиной двойника, долей зерен, способных к двойникованию, и средним количеством двойников в зерне. Как правило, распределение размеров зерен в поликристаллах имеет вид логнормального закона. Двойникование начинается по достижении некоторого критического напряжения. Двойник продольно распространяется через все зерно и приобретает длину порядка размера зерна. Чем меньше размер зерна, тем большее напряжение требуется для двойникования. Подробный математический вывод уравнений модели приводится в [1].

Модель представлена в виде автономной нелинейной системы двух дифференциальных уравнений первого порядка относительно переменных σ - напряжение и F - объемная доля двойников. Решение производилось численно с помощью метода LSODA/LSODE. Значения неизвестных параметров модели, обеспечивающие минимум расхождения между моделью и экспериментом, определялись в результате оптимизации алгоритмом AMPGO и методом дифференциальной эволюции.

Основным материалом для верификации предлагаемой модели был выбран литой магний (чистота 99,95%) Проводились механические испытания на растяжение и сжатие, сопровождаемые непрерывной записью акустической эмиссии. Кроме того, определялась объемная доля двойников и плотность дислокаций методом нейтронной дифракции на дифрактометре SMARTS. Для оценки распределения по размерам зерен во всех исследуемых образцах проводились исследования микроструктуры с помощью оптической микроскопии и EBSD анализа.

Экспериментальные диаграммы нагружения были построены в единых координатах вместе с предсказаниями модели (рис. 1). Важной особенностью модели является способность точно улавливать вогнутый участок диаграммы нагружения. Этот эффект обычно ассоциируется с активным двойникованием и типичен для магниевых сплавов.

На рисунке 1 наблюдается хорошее согласие между экспериментальной и модельной плотностью дислокаций. Модель абсолютно корректно отражает функциональную зависимость $F(\varepsilon)$, в то же время абсолютная величина вычисленной объемной доли двойников занижена по сравнению с экспериментальными данными, что объясняется отсутствием учета утолщения двойников в модели. Действительно, поскольку утолщение двойников протекает на порядок медленнее процесса зарождения, этот процесс находится ниже порога чувствительности метода акустической эмиссии. Это означает, что мощность акустической эмиссии при двойниковании пропорциональна числу и длине зарождающихся двойников.

Несмотря на свою простоту, модель точно восстанавливает деформационное поведение и упрочнение чистого магния, что подтверждает правильность предлагаемого феноменологического подхода и постулатов, лежащих в его основе.

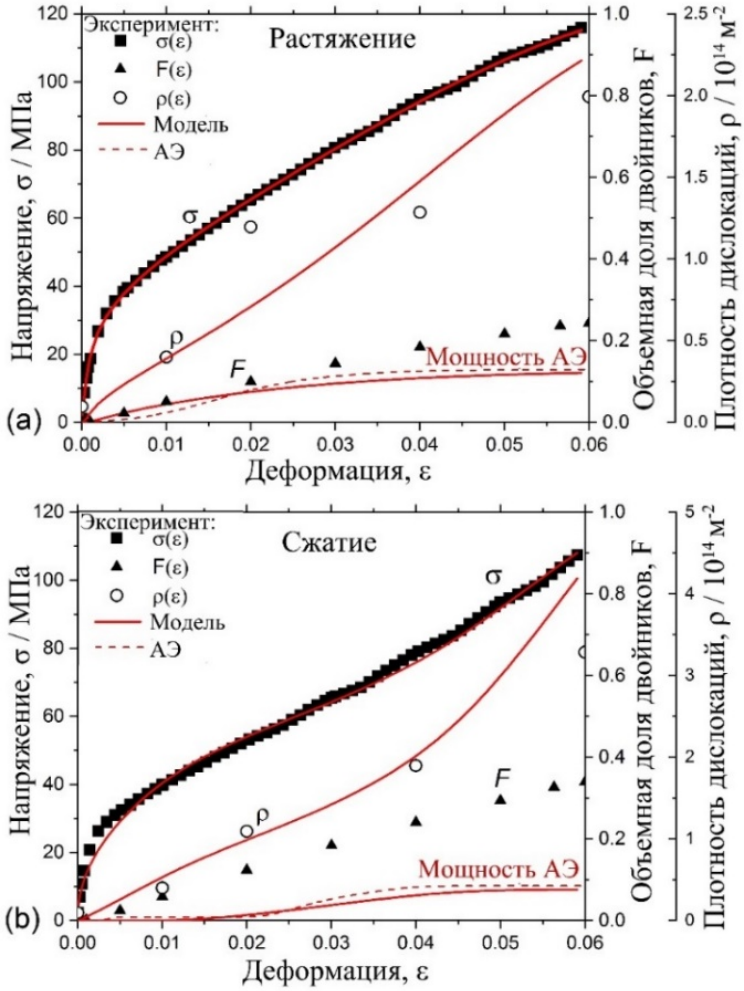


Рис. 1. Сравнение модельных и экспериментальных данных для литого чистого магния

Работы выполнена при финансовой поддержке "Государственное задание" № 11.5281.2017/ЕЧ.

1. Vinogradov, A. A Phenomenological Model of Twinning-Mediated Strain Hardening / A. Vinogradov, I. Yasnikov, U. Estrin, K. Mathis, E. Agletdinov // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – Том. 780. – №. 139194.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-255

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

[1]Аккузин С.А., [1,2]Литовченко И.Ю., [2]Ким А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

В настоящей работе экспериментально исследовано влияние термомеханической обработки (ТМО) на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали 02Х17Н14М3 (Fe–16,8Cr–14,1Ni–0,59Si–2,7Mo–1,7Mn–0,013 C, вес. %). ТМО состояла из деформации прокаткой (до 55 % за 8 проходов) при температуре T = 20 °C и последующей теплой деформации (до 20 % за 2 прохода) с предварительным нагревом до T = 600 °C. Нагрев образцов осуществлялся с выдержкой при указанной температуре в течении 10 минут. После теплой деформации образцы закаливали в воду.

Электронно-микроскопические исследования показали, что в процессе указанной ТМО аустенитные зерна (размерами десятки мкм) фрагментируются за счет развития механического двойникования. В структуре стали формируются микродвойники со средним размером пластин ≈ 30 нм в ширину. Внутри микродвойниковой структуры были обнаружены тонкие (преимущественно до 100 нм в ширину) полосы локализации деформации (ПЛД). Такие ПЛД распространяются во многих аустенитных зернах с высокой плотностью двойников. Они пересекают микродвойниковую структуру под углами разориентации ≈ 60–80°. При этом ПЛД состоят из фрагментов бывших двойников, которые разрушили в процессе деформации. Вблизи пересечения некоторых двойников с ПЛД, первые имеют свойство искривлять свое направление на вдоль распространения ПЛД.

Ранее в работах [1,2] отмечалось, что в аустенитной стали 02Х17Н14М3 деформация прокаткой при T = 20 °C со степенью деформации выше 50 % приводит к образованию широких ПЛД в микродвойниковой структуре. При этом объемная доля структуры с ПЛД достигала 70–80 % [1]. В настоящей работе формирование тонких ПЛД в микродвойниковой структуре связано с использованием теплой деформации после 55 % деформации при T = 20 °C. В результате высокая температура способствует формированию отдельных тонких ПЛД, объемная доля которых не превышает 10 %.

Изучены механические свойства стали после ТМО в процессе испытаний на растяжение при T = 20 °C. Показано, что полученная микроструктура обеспечивает высокие прочностные свойства: предел текучести ≈ 993 – 995 МПа, предел прочности ≈ 1174 – 1178 МПа. При этом относительное удлинение остается на приемлемом уровне ≈ 8,5 – 10,2 %.

Таким образом, использование ТМО с деформацией при T = 20 °C и последующей теплой деформацией позволяет фрагментировать структуру зерен стали и создать высокую плотность микродвойников и тонких полос локализации деформации. Указанная микроструктура обеспечивает повышение прочностных свойств стали (предел текучести в ≈ 3,4 раза, предел прочности в ≈ 1,9 раз) по сравнению с исходными значениями.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

1. Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. Влияние деформации и кратковременных высокотемпературных отжигов на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали 02Х17Н14М3 // Известия ВУЗов. Физика. 2019. Т. 62. № 8. С. 190–195.
2. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при больших пластических деформациях аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo // Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 4. С. 436–448.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-256

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

[1]Аксенова К.В., [1]Громов В.Е., [2]Иванов Ю.Ф., [3]Ващук Е.С.

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[3]Филиал ФГБОУ ВО Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева, Прокопьевск

Целью настоящей работы является анализ структурно-фазовых состояний сталей различных структурных классов, подвергнутых пластической деформации одноосным сжатием. Материалом исследования являлись конструкционные стали с перлитной (Э76Ф), бейнитной (38ХН3МФА) и мартенситной (30Х2Н2МФА) структурами.

Предварительно стали подвергали термической обработке: аустенизировали при температуре 960 ^{0}С, 1,5 часа и охлаждали в воде (сталь 38ХН3МФА) или на воздухе (сталь 30Х2Н2МФА). Сталь Э76Ф была подвергнута дифференцированной закалке сжатым воздухом. Деформацию сталей проводили при комнатной температуре одноосным сжатием со скоростью ~$7\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$ столбиков размерами 4х4х6 $мм^3$ на испытательной машине типа «Инстрон-1185» при автоматической записи нагрузки и удлинения. Получены кривые деформационного упрочнения исследуемых материалов. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Проведенные электронно-микроскопические микродифракционные исследования показали, что в результате указанной выше термической обработки в стали 38ХН3МФА была сформирована структура пакетного (реечного) мартенсита; в стали 30Х2Н2МФА – структура нижнего бейнита, сформировавшаяся по сдвиговому механизму $\gamma\rightarrow\alpha$ превращения [1]. В объеме реек присутствуют частицы цементита (более крупные в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой) и дислокационная субструктура сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций, составляющей в стали с мартенситной структурой $\approx1\cdot10^{11}$ $см^{-2}$; в пластинах нижнего бейнита $\approx0{,}7\cdot10^{11}$ $см^{-2}$.

Основным типом структуры, формирующейся в стали Э76Ф, имеющей выраженный градиентный характер, является перлит пластинчатой морфологии (эвтектоидная смесь феррита и цементита, в которой обе фазы имеют форму протяженных пластинок), относительная объемная доля которого меняется в пределах 0,34-0,87. Доля зерен феррито-карбидной смеси (зерен феррита, в объеме которых наблюдаются частицы цементита разнообразной формы) составляет 0,12-0,65 структуры стали, а структурно свободного феррита (зерен феррита, не содержащими в объеме частиц карбидной фазы) – 0,01-0,05. С увеличением расстояния до поверхности относительная объемная доля пластинчатого перлита увеличивается, а зерен феррито-карбидной смеси и структурно-свободного феррита уменьшается.

В результате исследований установлено, что деформационное упрочнение исследуемых сталей носит многофакторный характер [1]. Наибольший вклад в величину деформационного упрочнения исследуемых сталей дает упрочнение, обусловленное внутренними дальнодействующими полями напряжений, и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита. Для бейнитной стали при больших степенях деформации увеличивается доля вклада упрочнения, обусловленного внутрифазными границами.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП-4517.2021.1).

1. Aksenova K.V., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F., Kosinov D.A. Strain Hardening of Bainitic and Martensitic Steel in Compression // Steel in Translation. 2018. Vol. 48. No. 10. P. 631–636.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-257

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЭК-181 И ЭП-823

[1]Алмаева К.В., [1]Полехина Н.А., [1]Литовченко И.Ю., [1]Химич М.А.,
[2]Линник В.В., [3]Чернов В.М., [3]Леонтьева-Смирнова М.В.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск*
[3]*АО ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, Москва*

В настоящее время в качестве приоритетных конструкционных материалов для активных зон и внутрикорпусных устройств энергетических ядерных и термоядерных реакторов нового поколения рассматриваются жаропрочные 9-12 %-ные хромистые стали ферритно-мартенситного класса с быстрым спадом наведенной радиоактивности. Для таких материалов стоят задачи повышения длительной высокотемпературной прочности и снижения тенденции к низкотемпературному охрупчиванию. Целенаправленные изменения микроструктуры и механических свойств сталей достигаются с помощью термических и термомеханических обработок.

Изучено влияние режимов обработки на параметры микроструктуры российских 12 %-хромистых ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (Fe-12Cr-1,1W-0,25V-0,08Ta-0,006B-0,15C-0,04N) и ЭП-823 (Fe-12Cr-0,74Mo-0,68W-1,09Si-0,34V-0,40Nb). Стали исследовали после традиционной термической (ТТО) и высокотемпературной термомеханической (ВТМО) обработок. ТТО включает в себя нормализацию при Т = 1100 °С (1 ч.) и отпуск при Т = 720 °С (3 ч.). ВТМО состояла из нагрева до 1100 °С с выдержкой 1 ч., горячей пластической деформации прокаткой до величины ε ≈ 50 % за один проход (прокатный стан находился при комнатной температуре; температура образца на выходе из стана была не ниже 650 °С) с последующей закалкой в воду и отпуска при Т = 720 °С в течение 1 ч. Перспективность ВТМО для повышения эффективности дисперсного и субструктурного упрочнения ферритно-мартенситных сталей ранее показана в [1,2].

Рентгеноструктурный анализ (РСА) проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7. Результаты анализа представлены в таблице 1. Обработка рентгеновских дифрактограмм осуществлялась методом полнопрофильного анализа (метод Ритвельда).

Таблица 1. Параметры микроструктуры и фазовый состав ферритно-мартенситных сталей по результатам РСА

Сталь	ЭК-181			ЭП-823	
Обработка	закалка	ТТО	ВТМО	ТТО	ВТМО
Параметр решетки, нм	0.2883 ± 0.0004	0.2878 ± 0.0004	0.2880 ± 0.0006	0.2872 ± 0.0001	0.2873 ± 0.0001
Плотность дислокаций, $м^{-2}$	$3.4 \cdot 10^{15}$	$7.8 \cdot 10^{14}$	$9.4 \cdot 10^{14}$	$7.4 \cdot 10^{14}$	$8.4 \cdot 10^{14}$

Согласно данным РСА, после ТТО и ВТМО в сталях ЭК-181 и ЭП-823 объемное содержание ОЦК фазы (феррит + мартенсит) составляет 100 % после всех изученных обработок. Методами просвечивающей электронной микроскопии [1,2] в сталях обнаруживаются также карбидные фазы, однако их содержание ниже чувствительности рентгеновского метода.

Наибольшее значение параметра решетки и плотности дислокаций наблюдаются после закалки (табл. 1). Это обусловлено нахождением значительного количества легирующих элементов в твердом растворе и формированием «дислокаций превращения». После ТТО параметр решетки и плотность дислокаций уменьшаются (относительно состояния после закалки). В процессе отпуска в сталях выделяются дисперсные карбидные частицы [1,2]. Плотности дислокаций после ТТО в сталях различаются незначительно (табл. 1).

После ВТМО параметр решетки и плотность дислокаций для обеих сталей выше, чем после ТТО. Повышенная плотность дислокаций обусловлена их формированием в процессе

горячей деформации и условиями отпуска сталей. Наибольшие различие в плотности дислокаций ВТМО/ТТО наблюдается в стали ЭК-181. В стали ЭП-823 плотность дислокаций после ВТМО ниже (табл. 1), по сравнению с таковой для стали ЭК-181. Показано [1,2], что в стали ЭП-823 плотность наноразмерных частиц значительно меньше, чем в стали ЭК-181. Эти данные коррелируют с более высокими значениями предела текучести стали ЭК-181 после ВТМО по сравнению с пределом текучести стали ЭП-823 [1,2]. Методами просвечивающей электронной микроскопии и в процессе механических испытаний на растяжение показано [1,2], что высокие прочностные свойства стали ЭК-181 после ВТМО обусловлены высокой эффективностью дисперсного (наноразмерными частицами V(C, N) и субструктурного упрочнения.

Полученные результаты подтверждают выявленные ранее закономерности формирования микроструктуры ферритно-мартенситных сталей в условиях ТТО и ВТМО.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

1. Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Кравченко Д.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки в аустенитной области на микроструктуру и механические свойства малоактивируемой 12%-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 // Журнал технической физики. – 2017. – Т. 87. – Вып. 5. – С. 716-721.
2. Алмаева К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на микроструктуру, механические свойства и особенности разрушения ферритно-мартенситной стали ЭП-823 // Известия вузов. Физика. – 2019. – Т. 63. – № 5. – С. 85-89.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-258

УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА 1420Т

Бочкарева А.В., Шляхова Г.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время большое количество конструкций и деталей выполняются из алюминиевых сплавов с использованием лазерной сварки. Часто используется сварка встык листов значительной протяженности. Выполнение таких швов требует большого количества энергии, времени и материальных затрат. Несмотря на то, что лазерная сварка считается экономически выгодной, получаемые данным способом сварные соединения не отличаются однородностью, в металле шва обнаруживается присутствие крупных пор, а по обе стороны от сварного шва наблюдаются термические трещины, которые формируют значимые концентраторы напряжений. Особенно это актуально для сплавов с легкоокисляемыми легирующими элементами, например, Mg и Li. Цель данной работы заключалась в проведении анализа свойств и структуры сварных соединений полученных на лазерном комплексе для сварки встык тонких листов марки 1420Т до и после дополнительной ультразвуковой ударной обработки (УУО).

Для оценки соответствия получаемых при помощи лазерной технологии сварных соединений требованиям технических условий, были проведены механические испытания образцов со сварным швом, при комнатной температуре по схеме одноосного растяжения с использованием универсальной испытательной машины LFM-125. Типичные кривые нагружения представлены на рис. 1.

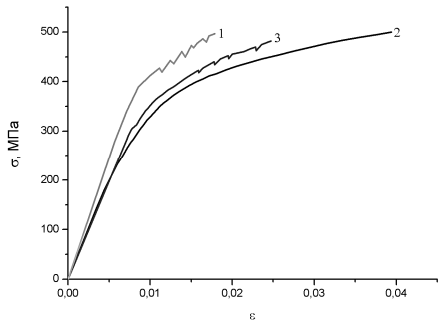


Рис. 1. Кривые нагружения образцов сплава 1420Т: 1 - сварной шов без УУО, 2 - основной металл, 3 - сварной шов с УУО

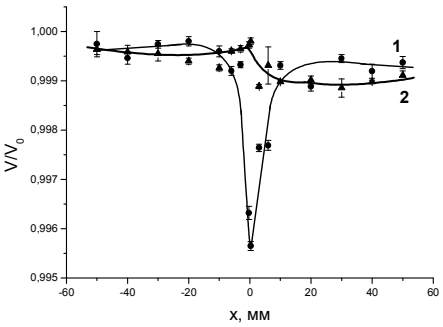


Рис. 2. Распределение относительной V_{US} вблизи сварного соединения: 1 - без УУО, 2 - с использованием УУО мощностью 500Вт

Отмечено, что прочностные свойства исследуемых образцов вполне соответствуют требованиям, предъявляемым к сплаву 1420 в закаленном и состаренном состоянии, однако требуемая пластичность должна быть значительно выше. В результате металлографических исследований поверхности сплава 1420Т установлено, что ширина перекристаллизованного металла составляет ≈ 1,75 мм. В металле сварного шва были обнаружены более крупные, по сравнению с содержащимися в основным металле поры обычно эллипсообразной формы.

На рис. 2 представлено распределение относительной скорости ультразвука по обе стороны от сварного шва до и после УУО. Подробный анализ характера зависимости скорости ультразвука от напряженно-деформированного состояния в сплаве 1420Т позволил не только осуществлять контроль качества сварных соединений алюминиевых листов, полученных лазерной сваркой, но также рекомендовать интенсивность ударной ультразвуковой обработки для обеспечения высоких технологических и эксплуатационных характеристик выполняемых деталей.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011, частично поддержана грантом РФФИ № 20-08-00305_а.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-259

ВЛИЯНИЕ ВУЛКАНИЗАЦИИ И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ДВОЙНЫХ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА НИЗКОЙ ПЛОТНОСТИ С ДОБАВКАМИ НАТУРАЛЬНОГО КАУЧУКА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУЧАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ

[1,2]Варьян И.А., [1]Колесникова Н.Н., [1]Аншин С.М., [1,2]Попов А.А.
[1]Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва
[2]Российский экономический университет имени Г.В. Плеханова, Москва

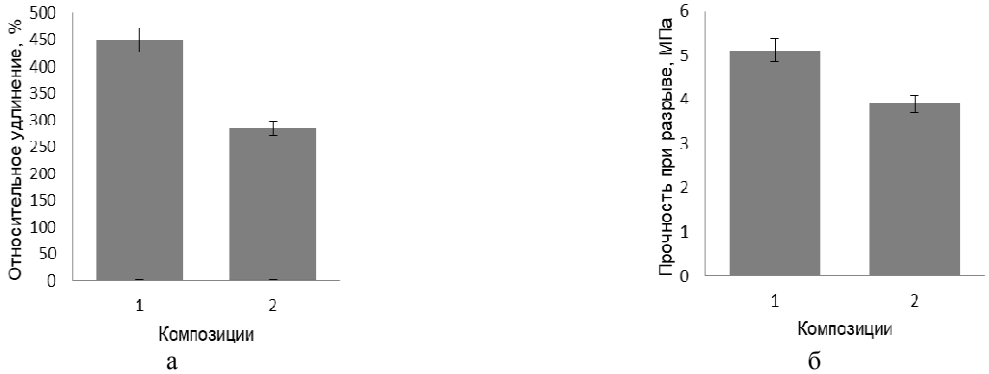
В настоящее время использование пластмасс имеет важное значение для сельского хозяйства. В связи с огромным ростом сельскохозяйственного и садоводческого производства значительное количество пластиковых отходов образуется в результате растениеводства и использования мульчирующих пленок [1,2]. В настоящее время до 90 % пластмассы, когда-либо произведенной в мире, до сих пор существует; из них 60-70 % твердых бытовых отходов – пластиковая упаковка. Отделение полимерных пленок от почвы и загрязнений является трудоемким и энергозатратным процессом, что не представляет возможным их использование во вторичной переработке [3,4]. Радикальным решением проблемы использования полимерных мульчирующих пленок, по мнению ряда специалистов, является создание полимеров, способных при соответствующих условиях после эксплуатации подвергаться биодеградации с образованием безвредных для живой и неживой природы веществ [5].

Объектами исследования в данной работе являются двойные композиции на основе 50 масс. % полиэтилена низкой плотности (ПЭ, марка 15803-020) и 50 масс. % натурального каучука (НК, марка SVR 3L, Вьетнам), а также с композиции на основе 50 масс. % ПЭ и 42,5 масс. % НК с добавлением 2,5 масс. % N,N'-(Фенилен-1,3) бисмалеимид), 2,5 масс. % Дим(2-бензотиазолил) дисульфид, 2,5 масс. % моностеарат глицерина.

В первом случае компаундирование полимеров осуществлялось на смесителе типа Брабендер (ИХФ РАН, Россия) при температуре 140°С в атмосфере аргона в течение 10 минут, скорость смешения 45 об./мин. Далее полученные композиции измельчали и прессовали на лабораторном гидравлическом прессе при температуре 140^0С. температуре и давлении 60 кгс/см^2 на подложке из целлофана. Полученные образцы быстро охлаждали в воде при температуре около 24^0С. Толщина полученных образцов составляла 130 ±10 мкм. Во втором случае при температуре 170°С, скорость смешения 75 об./мин.

Физико-механические свойства измерялись с помощью испытательной машины Devotrans GP DLS на растяжение (Турция) в соответствии с ISO 527-3:1996 (образец № 2); скорость растяжения составляет 100 мм/мин.

Анализ полученных результатов физико-механических свойств образцов показал, что вулканизация НК приводит к более высоким значениям как относительного удлинения (рис. 1а), так и прочности при разрыве (рис. 1б), что обусловлено лучшим распределением натурального каучука в композициях.



а б

Рис. 1. Относительное удлинение, % (а) и прочность при разрыве (б)

1. S. Castellano, G. Scarascia Mugnozza, G. Russo, D. Briassoulis, A. Mistriotis, S. Hemming, D. Waaijenberg, Plastic nets in agriculture: a general review of types and applications, Appl. Eng. Agric. 24 (2008) 799–808.
2. H. Takeya, Collection, disposal and exchange of waste agricultural plastics in Japan, the Republic of Korea and China, Tech Monit. (2009) 50–56.
3. C. Diara, L. Incrocci, A. Pardossi, A. Minuto, Reusing greenhouse growing media, Acta Hortic. 927 (2012) 793–800.
4. D.L. Rinker, Spent mushroom substrate uses, edible med, Mushrooms (2017) 427–454.
5. Koenig M., Huang S. J. Polymer (1995), 36, 1877-1882.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-260

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ti-Al-V В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

[1]Грабовецкая Г.П., [2]Степанова Е.Н., [1]Мишин И.П., [1]Забудченко О.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Одним из способов повышения удельной прочности титановых сплавов при невысоких гомологических температурах является формирование ультрамелкозернистой структуры (размер зерна d < 1 мкм) В то же время уменьшение размера зерен приводит к росту поглощения титаном и его сплавами водорода. Водород, находясь в твердом растворе, может перераспределяться в объеме металлических материалов под действием полей упругих напряжений, что способствует изменению деформационного поведения материала. Влияние водорода на развитие деформации в металлических материалах особенно ярко проявляется при малых скоростях деформации, характерных для ползучести.

Целью работы является сравнительное исследование влияния водорода на развитие деформации в условиях ползучести в титановом сплаве Ti-6Al-4V в мелкозернистом (d ~ 8 мкм)- и ультрамелкозернистом (d ~ 0,3 мкм) состояниях в интервале температур (0,3-0,4) $T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления) при скоростях 10^{-5}-10^{-6} $с^{-1}$.

В исследованном интервале температур водород в сплавах Ti-6Al-4V и Ti-6Al-4V-H находится в твердом растворе. Сплавы являются двухфазными и содержат фазы α и β титана. Объемная доля β фазы в ультрамелкозернистых сплавах Ti-6Al-4V и Ti-6Al-4V-H составляет соответственно 9±1об.% и 14±1 об.%, в мелкозернистых – 8±1 % и 11 ±1 %.

Установлено, что наводораживание сплава Ti-6Al-4V в обоих состояниях до 0,23 мас.% приводит при температурах 723 и 773 К к снижению скорости установившейся ползучести, увеличению времени до разрушения и снижению величины предельной деформации. Особенностью деформации ультрамелкозернистого сплава Ti-6Al-4V на установившейся стадии ползучести является развитие мезополос локализованной пластической деформации. Присутствие водорода в ультрамелкозернистом сплаве Ti-6Al-4V-H подавляет формирование мезополос локализованной пластической деформации, но приводит к развитию в процессе ползучести поверхностных трещин.

Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения для сплава Ti-6Al-4V в обоих состояниях при указанных температурах удовлетворительно описывается степенным законом ползучести. Основным механизмом ползучести сплава является движение дислокаций, контролируемое объемной самодиффузией титана. При этом для мелкозернистого состояния характерно наличие порового напряжения, ниже которого ползучесть не наблюдается. Присутствие водорода в сплаве Ti-6Al-4V-H в твердом растворе приводит к нарушению степенного закона ползучести. С повышением приложенного напряжения показатель чувствительности к напряжению сплава Ti-6Al-4V-H в обоих состояниях увеличивается. Предполагается, что такое изменение показателя чувствительности к напряжению связано со способностью водорода перераспределяться в объеме образца под действием напряжения, образуя в наиболее напряженных участках скопления и поры. Поток водорода увеличивается с ростом приложенного растягивающего напряжения.

При ползучести в условиях одновременной дегазации водорода скорость установившейся ползучести сплава Ti-6Al-4V-H в обоих состояниях выше по сравнению с соответствующими состояниями сплава Ti-6Al-4V. Показано, что наблюдаемое увеличение скорости установившейся ползучести сплава Ti-6Al-4V-H в обоих состояниях в условиях одновременной дегазации водорода обусловлено активизацией скольжения по границам зерен и увеличением его вклада в общую деформацию.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-261

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕДНЫХ УДАРНИКОВ

Грачёва Н.А., Родионов Е.С., Майер А.Е.
Челябинский государственный университет, Челябинск

До сих пор остается актуальной проблема исследования пластической деформации в металлах при сложном динамическом нагружении и связанного с этим изменения их дефектной структуры на мезоуровне. В данной работе мы представляем результаты экспериментов и численного моделирования соударения медных ударников составной цилиндрической и конусообразной формы с жесткой преградой. Камера высокого давления экспериментальной установки позволяет разогнать испытательные образцы в ударной трубе до скоростей 19-78 м/с. Проведено трехмерное численное моделирование ударных испытаний для сравнения радиальных и осевых деформаций медных снарядов. Для этого была сформулирована математическая модель упругопластической деформации металлов, включающая в себя (i) уравнение состояния в аппроксимации искусственной нейронной сети (ИНС), (ii) модель дислокационной пластичности металлов [1,2], (iii) модель нуклеации дислокаций [3] и (iiii) модель разрушения [4,5]. Данные для обучения ИНС получены из молекулярно-динамического (МД) моделирования всестороннего сжатия и растяжения кристалла меди при температурах в диапазоне 100 – 900 К. Обученная ИНС позволяет вычислять значения давления, температуры и модулей упругости по текущей плотности и энергии вещества. Кинетика дислокаций дополнена моделью нуклеации дислокаций. Для этой цели построена дополнительная ИНС, прогнозирующая появление линейных дефектов при достижении критических напряжений. В данном случае МД расчеты включали в себя моделирование сдвига кристалла меди в различных направлениях. Поскольку при деформировании металла может произойти образование полостей и разрушение, включена модель разрушения, учитывающая случайное зарождение, рост и схлопывание пор в металлических образцах. Для трехмерного моделирования использовался бессеточный численный метод SPH в параллельной реализации.

Работа поддержана Минобрнауки РФ (гос. задание № 075-00992-21-00) в части разработки уравнения состояния в форме ИНС, РНФ (проект № 20-11-20153) в части описания разрушения и РНФ (проект № 20-11-20153) в отношении исследования нуклеации дислокаций.

1. Dislocation based high-rate plasticity model and its application to plate-impact and ultra short electron irradiation simulations / Krasnikov V.S., Mayer A.E. and Yalovets A.P. // Int. J. Plast., 2011, Vol. 27, pp. 1294-1308.
2. Influence of local stresses on motion of edge dislocation in aluminum / Krasnikov V.S., Mayer A.E. // Int. J. Plast., 2018, Vol. 101, pp. 170-187.
3. Dislocation nucleation in Al single crystal at shear parallel to (111) plane: Molecular dynamics simulations and nucleation theory with artificial neural networks / Mayer A.E., Krasnikov V.S., Pogorelko V.V. // Int. J. Plast., 2021, Vol. 139, 102953.
4. Evolution of pore ensemble in solid and molten aluminum under dynamic tensile fracture: Molecular dynamics simulations and mechanical models / Mayer A.E. and Mayer P.N. // Int J Mech Sc., 2019, Vol. 157-158, pp. 816-832.
5. Strain rate dependence of spall strength for solid and molten lead and tin / Mayer, A.E. and Mayer, P.N. // Int. J. Fract., 2020, Vol. 222, pp. 171–195.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-262

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CANTOR

[1]Громов В.Е., [1]Рубанникова Ю.А., [1,2]Коновалов С.В., [1]Семин А.П.
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара

Цель настоящей работы – анализ последних статей по повышению механических свойств ВЭС Cantor.

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) представляют собой новый класс металлических материалов, обладающими свойствами, значительно превосходящими свойства обычных сплавов, вследствие чего вызывающими повышенной интерес исследователей в области физического материаловедения [1].

Для наиболее изученного ВЭС CrMnFeCoNi (сплав «Cantor») [2] с ГЦК решеткой несмотря на отличные механические свойства особенно при криогенных температурах, ударную вязкость, превышающую 200 МПа·м^2, и повышенное сопротивление ползучести, он обладает невысокой прочностью <400 МПа при комнатной температуре, что вызывает необходимость ее улучшения. Были предприняты значительные усилия решения этой проблемы за счет зернограничного упрочнения, твердорастворного упрочнения, упрочнения выделениями и соответствующими теоретическими разработками. Другим путем увеличения прочности является частичная аморфизация, поскольку аморфная структура не содержит границ зерен или дислокаций. Вместе с тем CrMnFeCoNi ВЭС обладает повышенной пластичностью и является одним из самых вязких при повышенных температурах [1].

Сравнительно недавно было показано, что в двухфазном ВЭС $Fe_{50}Mn_{30}Co_{10}Cr_{10}$ возможно достижение прочности и пластичности одновременно за счет деформационно-индуцированного превращения ГЦК решетки в ОЦК или ГПУ фазы.

Особенно хотелось бы отметить работы по созданию нанокристаллического состояния в ВЭС, например, путем высокого давления при кручении. Недостатком такого подхода является ограниченная пластичность высокопрочного сплава. Выход из ситуации возможен за счет создания бимодального распределения размера зерен путем соответствующей термообработки после деформации кручением при высоком давлении. Это может быть обусловлено тем, что крупные зерна больше аккомодируют деформацию, тогда как мелкие находятся в более сложном напряженно-деформированном состоянии, накапливают дислокации и обеспечивают деформационное упрочнение [1].

Создание бимодального распределения зерен по размерам ВЭС для повышения прочности и пластичности выглядит привлекательным из-за кажущейся простоты реализации [3]. Авторы создавали бимодальное распределение зерен путем прокатки и ковки гомогенизированных при 1200 □ слитков с последующей интенсивной пластической деформацией кручением при давлении 7,8 ГПа. Бимодальное распределение достигалось термообработкой при промежуточных температурах. CrMnFeCoNi сплав остается однофазным при t▪ > 800 ℃, но при кратковременном отжиге (до 2-х минут) достигалось до 2,5% крупнозернистой структуры с одновременным возможным выделением второй фазы (σ фазы), имеющим отрицательный эффект. По мнению [3], негативного эффекта можно избежать на стадии изготовления ВЭС путем более интенсивной консолидации крупных и нанозернистых порошков.

По сравнению с традиционным ВЭС Cantor сплав $(CrMnFeCoNi)_{50}Fe_{50}$ обладает высокими прочностными параметрами (предел прочности 415-470 МПа) и пластичностью на уровне 45-77%. ОЦК фаза образовалась в зоне пересечения полос сдвига в зернах ГЦК фазы.

Для понимания природы улучшения механических свойств ВЭС важно знать механизмы пластической деформации и упрочнения. Выполненный в [4] комплекс исследований микроструктурных изменений для ВЭС Cantor при низких и комнатных

температурах вносит вклад в решение этой проблемы. Было показано, что для традиционно выплавленного сплава до деформации 7,4% при 77 К и 25% при 293 К пластичность является дислокационной. Растягивающие напряжения начало двойникования составляют 720 МПа, а сдвиговые 235 МПа. Модуль сдвига уменьшается с ростом деформации при 77 К и 293 К.

При температуре 77 К вклад двойниковый с сдвигов в общую деформацию невелик из-за сравнительно низкой объемной доли двойников. Но он существенен в деформационном упрочнении из-за возникновения границ раздела («динамическое» соотношение Холла-Петча).

Вне зоны 7,4% истиной деформации скорость упрочнения постоянна при 77 К поскольку активируется двойникование, создающее новые границы раздела. При комнатной температуре наблюдается уменьшение скорости упрочнения с ростом деформации из-за их отсутствия вплоть до разрушения.

Таким образом, комбинация повышенных свойств «прочность-пластичность» при низких температурах по сравнению с комнатными обусловлена более ранним двойникованием, обеспечивающим дополнительное упрочнение. В соответствии с этим, авторы показывают, что предварительно продеформированные при 77 К образцы для образования нанодвойников, при последующем нагружении при 293 К проявляют повышенную прочность и пластичность по сравнению с недеформированными.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-19-00452.

1. Высокоэнтропийные сплавы / В.Е. Громов, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, К.А. Осинцев, Ю.А. Рубанникова, О.А. Перегудов, А.П. Семин. Новокузнецк: Полиграфист. – 2021. – 179 с.
2. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2004. Vol. 375–377. P. 213–218.
3. Otto F., Dlouhý A., Somsen C., Bei H., Eggeler G., George E.P. The influences of temperature and microstructure on the tensile properties of a CoCrFeMnNi highentropy alloy // Acta Mater. 2013. Vol. 61. P. 5743–5755.
4. Laplanche G., Kostka A., Horst O.M., Eggeler G., George E.P. Microstructure evolution and critical stress for twinning in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy // Acta Materialia. 2016. Vol. 118. P. 152–163.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-263

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

[1]Громов В.Е., [2]Иванов Ю.Ф., [1]Кормышев В.Е., [1]Рубанникова Ю.А., [3]Перегудов О.А.
[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*
[2]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*
[3]*Омский государственный технический университет, Омск*

На сегодняшний день до 85% грузовых и более 50% пассажирских перевозок в мире осуществляется железнодорожным транспортом. В последнее время наблюдается значительный рост интенсивности железнодорожного транспорта и плотности его грузовых перевозок, что требует высокого эксплуатационного сопротивления рельсов. Для решения этих проблем используется технология дифференциальной закалки 100-метровых рельсов. Процессы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев рельсов при длительной эксплуатации представляют собой сложную группу взаимосвязанных научно-технических проблем. Важность информации в данной области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем физики конденсированного состояния, с одной стороны, и практической значимостью проблемы, с другой [1,2].

Очевидно, что при сильном деформационном воздействии, реализуемом при длительной эксплуатации, происходят различные процессы (рекристаллизация, релаксационные процессы, фазовые переходы, распад и образование фаз, аморфизация и др.), что приводят к эволюции структурных фазовых состояний и сопровождаются образованием структурных фазовых градиентов [1-4]. Поэтому выявление характера и закономерностей структуры, фазового состава и дефектной субструктуры в головке рельса при длительной эксплуатации носит актуальный характер.

С позиций физического материаловедения теоретические оценки предела текучести металлической добавки вдоль центральной оси и вдоль выкружки на основе многоаспектного анализа упрочнения, вызванного частицами карбидной фазы, образованием перлитной структуры и дислокационной субструктуры, полями напряжений и упрочнением твердого раствора. Для объемно-закаленных 25-метровых рельсов определены вклады в упрочнение рельсов после пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. тонн и сделаны оценки физических механизмов [5]. Цель исследования - количественная оценка механизмов упрочнения поверхностных слоев дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов вдоль центральной оси и вдоль выкружки после предельно длительной эксплуатации.

В качестве исследуемого материала использовались рельсы категории ДТ350, снятые с пути Опытного кольца РЖД после прохода брутто 1411 млн. тонн. Химических состав металла рельсов удовлетворяет требованиям ГОСТ Р 51685-2013 для стали марки Э76ХФ (C – 0,72%; Mn – 0,77%; Si – 0,61%; P – 0,01%; S – 0,01%; Cr – 0,42%; N – 0,07%; C – 0,14%; V – 0,04%; Al – 0,003%; Ti – 0,003%).

Установлено, что рельсовая структура в слое, расположенном на расстоянии 10 мм от поверхности, образована зернами перлита пластинчатой морфологии. В незначительном количестве присутствуют участки «вырожденного перлита» и зерна структурно свободного феррита (зерна феррита, в объеме которых отсутствуют частицы цементита).

Длительная эксплуатация рельсов сопровождается образованием в стали полей внутренних напряжений. При исследовании структуры стали методами просвечивающей электронной микроскопии наличие полей напряжений в материале проявляется в появлении изгибных контуров экстинкции [6], свидетельствующих о кривизне-кручении кристаллической решетки части фольги.

Процедура оценки значений полей внутренних напряжений сводится к определению кривизны-кручения кристаллической решетки χ [6-8]:

$$\chi = \frac{\partial \phi}{\partial \ell} = \frac{0.017}{h}$$

где h - поперечные размеры контура экстинкции.

Величина избыточной плотности дислокаций ρ ± связана с градиентом кривизны-кручения кристаллической решетки χ через модуль вектора дислокации Бюргерса b:

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \cdot \frac{\partial \phi}{\partial \ell}$$

Таким образом, экспериментально определив поперечные размеры контура экстинкции различных конструктивных элементов стали, можно оценить величину избыточной плотности дислокаций.

Анализируя результаты, можно отметить, что величина избыточной плотности дислокаций достигает наибольших значений в структуре пластинчатого перлита, наименьших - в структуре смеси феррит-карбид. По мере удаления от поверхности выкружки величина избыточной плотности дислокаций уменьшается, что свидетельствует об уменьшении амплитуды полей внутренних напряжений металла рельса.

Установлено, что масштаб локализации полей внутренних напряжений материала рельса закономерно зависит от расстояния от поверхности выкружки Обнаружено, что в слое стали, расположенном на глубине ≈10 мм, поля внутренних напряжений локализованы в объеме колонии перлита, источниками полей напряжений являются границы раздела колоний или зерен перлита. В слое, расположенном на расстоянии ≈ 2 мм от поверхности выкружки, контуры экстинкции локализованы в объеме нескольких ферритовых пластин. В слое, образующем поверхность выкружки, контуры экстинкции локализованы преимущественно в объеме отдельных ферритовых пластин. Это означает, что деформационный эффект, возникающий при длительной эксплуатации рельсов, приводит к образованию градиента полей внутренних напряжений металла рельса и, как следствие, к значительному увеличению количества концентраторов напряжений, что, в свою очередь, будет способствовать формированию повышению уровня охрупчивания и выхода из строя рельсов.

Анализ структурно-фазового состояния стали выполнен при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект №19-32-60001), анализ механизмов упрочнения выполнен при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 19-19-00183).

1. Эволюция структурно-фазовых состояний рельсов при длительной эксплуатации / В.Е. Громов, О.А. Перегудов, Ю.Ф. Иванов и др. Новосибирск, Изд-во СО РАН. –2017. – 164 с.
2. Microstructure of quenched rails / V.E. Gromov, A.B. Yuriev, K.V. Morozov et.al. Carbide, CISP Ltd. – 2016. – 153 p.
3. Ivanisenko Yu., Fecht H. J. Microstructure modification in the surface layers of railway rails and wheels // Steel tech. 2008. Vol. 3. № 1. P. 19-23.
4. Ivanisenko Yu., Maclaren I., Souvage X., Valiev R. Z., Fecht H. J. Shear-induced α→γ transformation in nanoscale Fe–C composite // Acta Mater. 2006. Vol. 54. P. 1659-1669.
5. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Морозов К.В., Перегудов О.А., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. Механизмы упрочнения рельсов при длительной эксплуатации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. № 4. С. 98-103.
6. Козлов Э.В., Старенченко В.А., Конева Н.А. Эволюция дислокационной субструктуры и термодинамика пластической деформации металлических материалов // Металлы. 1993. №5. С. 152-161.
7. Электронная микроскопия тонких кристаллов / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон и др. М.: Мир, 1968. – 574 с.
8. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Известия ВУЗов. Физика. 1982. № 8. С.3-14.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-264

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ВТ6/Cu, ПОЛУЧЕННОГО ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ

Гусарова А.В, Зыкова А.П., Воронцов А.В., Чумаевский А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Титановые сплавы, известные хорошим сочетанием механических и коррозионных характеристик, широко используются во многих аэрокосмических, химических и биомедицинских приложениях. Однако титановые сплавы могут быть склонны к окислению и даже самовоспламенению [1] либо в кислороде под давлением, либо при высоких температурах [2], и эти ограничения являются аргументами против их использования, например, в аэрокосмических или автомобильных двигателях. Например, достижение высокотемпературной прочности и стойкости к окислению титановых сплавов путем изготовления литых и горячекатаных листов из сплавов Ti-Cu и Ti-Cu-Nb позволило использовать их для изготовления компонентов выхлопной системы мотоциклов и автомобилей [3]. Сплавы содержали ~1 масс.% Cu, что ниже предела растворимости 2,1 масс.%, так что вся медь оставалась в твердом растворе и не выделялись интерметаллические соединения Ti_2Cu.

Система Ti-Cu представляет особый интерес, поскольку добавление ~ 5 об.% Cu к Ti уже позволяет улучшить износостойкость и коррозионную стойкость [4], жаропрочность [3], сопротивление горению [5]. Литературные источники показывают, что присутствие фаз β-Ti и Ti_2Cu улучшает противопожарные характеристики титановых сплавов [6]. Большинство литературных источников, относящихся к системе Ti-Cu, посвящено описанию таких производственных методов, как плавка и литье, стандартная порошковая металлургия и горячее изостатическое прессование. Все вышеперечисленные методы позволяют получать композиционные материалы Ti/Cu, однако имеют ряд недостатков, например, необходимость в специальном оборудовании, устойчивом к воздействию высокоагрессивного высокотемпературного плавленого титанового сплава, испарения легирующих элементов и образование пагубных сегрегаций. Кроме того, разработка объемного горючего сплава, несомненно, увеличит его вес и стоимость производства, поэтому оптимальным решением этой проблемы выглядит модификация поверхности, позволяющая сохранить прочностные характеристики объемного сплава. Поэтому целью данной работы являлось изучение прочностных характеристик in situ композита ВТ6/Cu, полученного фрикционной перемешивающей обработкой (ФПО).

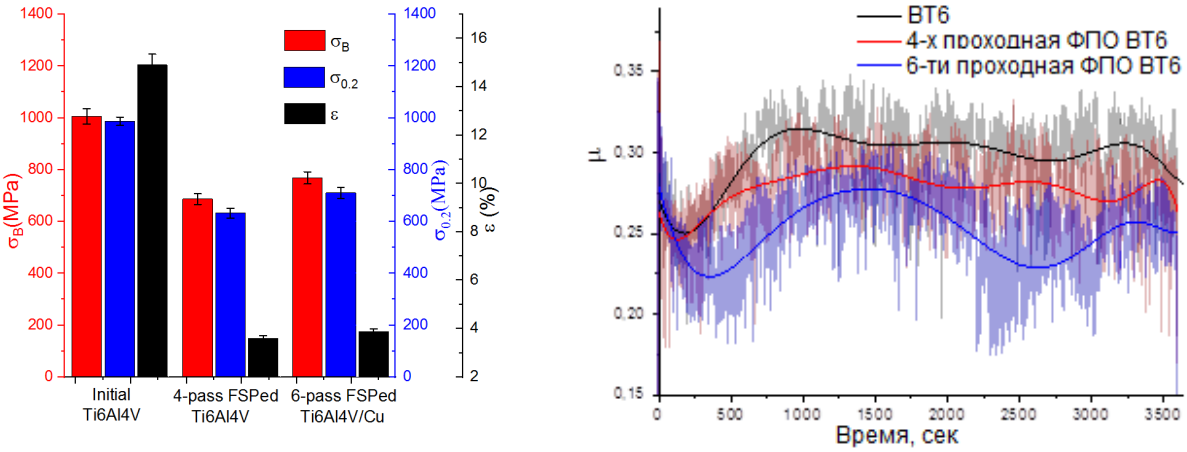
In situ композит ВТ6/Cu получали с использованием промышленного порошка Cu (чистота 99,5%) со средним размером частиц 10,5±0,5 мкм. Перед изготовлением композитов на пластинах ВТ6 (размером 60×300×2,5 $мм^3$) были сделаны отверстия для порошка Cu. Далее порошки Cu засыпали в отверстия и уплотняли механическим способом. В процессе ФПО использовали инструмент из жаропрочного сплава на основе никеля с пином в форме усеченного конуса высотой 2 мм, диаметром плеч инструмента 20 мм, углом наклона инструмента 3°. Для равномерного распределения порошков Cu внутри матрицы ВТ6 проводили много проходную ФПО пластин ВТ6 со 100% перекрытием без изменения направления между проходами. Во избежание перегрева инструмента использовали систему водяного охлаждения инструмента. Аргон использовался в качестве защитного газа для предотвращения окисления обрабатываемой пластины ВТ6 в процессе ФПО.

Результаты механических испытаний на растяжение исходного ВТ6, 4х проходной ФПО ВТ6 и in situ композита ВТ6/Cu представлены на рисунке 1. Исходный ВТ6 имеет предел прочности 1006 МПа и относительное удлинение 14.9%. После 4-х ФПО ВТ6 прочность снизилась до 686,6±20,5 МПа, относительное удлинение снизилось до 3,6±0,12 % (рис. 1а). Предел прочности композита ВТ6/Cu после 6-ти ФПО составил 768,5±23 МПа, что на 10% выше чем у 4х проходной ФПО ВТ6. Повышенные значения прочностных характеристик обусловлены формированием высокотвердых интерметаллидов Ti_2Cu,

имеющих когерентную/полукогерентную границу раздела с матрицей и растворением Cu в твердом растворе α-Ti и β-Ti. Стоит отметить, что значение предела прочности композита ВТ6/Cu выше, чем у литых композитов Ti-5%Cu на 10-20% [7], и спеченного композита Ti-5%Cu на 22% [8]. Для всех образцов после ФПО наблюдается уменьшение значений относительного удлинения до 3,6 и 3,9% для 4х проходной ФПО ВТ6 и 6ти проходной ФПО ВТ6/Cu соответственно (рис. 1а).

Профиль коэффициента трения в зависимости от времени скольжения показан на рис.1б. Видно, что для всех образцов при изменении коэффициента трения от времени скольжения наблюдаются скачки. Сравнение сил трения показывает, что образцы, подвергнутые многократной ФПО имеют более устойчивое поведение к износу. Наилучший результат демонтирует композит ВТ6/Cu (рис. 1б). В условиях трения нагрузка на Ti_2Cu и твердые растворы Ti с растворенной в ней Cu приводит к наименьшему износу композита, что повышает его износостойкость.

Таким образом, введение порошка 5 об.% Cu в матрицу ВТ6 в процессе ФПО приводит к повышению прочности и износостойкости на 10 % и 20% соответственно. Предел прочности на разрыв композита Ti6Al4V/Cu составил 768,5±23 МПа.



а б

Рис. 1. РЭМ-изображения в режиме BSE: исходное состояние ВТ6 (а); после 4-х ФПО (б), (в); после 6-ти ФПО ВТ6/Cu (г), (д)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. Ding Z., Fan Q., Wang L. A Review on Friction Stir Processing of Titanium Alloy: Characterization, Method, Microstructure, Properties, Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science // 2019. Vol. 50. P. 2134–2162

1. Bolobov V.I. Mechanism of Self-Ignition of Titanium Alloys in Oxygen, Combustion, Explosion and Shock Waves // 2002. Vol. 38. P. 639–645.

2. Wang C., Hu J., Wang F., Jiang J., Zhang Z.Z., Yang Y., Ding J.X., Jiang H.C., Wang Y.M., Wei H.Y. Measurement of Ti-6Al-4V alloy ignition temperature by reflectivity detection // Review of Scientific Instruments. 2018. Vol. 89.

3. Hiroaki O., Kazuhiro T., Hideki F., Kenichi M. Development of Ti-Cu Alloy Sheets for Automobile Exhaust Systems // Technical Report. 2014. Vol. 106. P. 53–59.

4. Bao M., Liu Y., Wang X., Yang L., Li S., Ren J., Qin G., Zhang E. Optimization of mechanical properties, biocorrosion properties and antibacterial properties of wrought Ti-3Cu alloy by heat treatment // Bioactive Materials. 2018. Vol. 3. P. 28–38.

5. Li B., Ding R., Shen Y., Hu Y., Guo Y. Preparation of Ti-Cr and Ti-Cu flame-retardant coatings on Ti-6Al-4V using a high-energy mechanical alloying method: A preliminary research // Materials and Design. 2012. Vol. 35. P. 25–36.

6. Chen Y., Yang W., Bo A., Zhan H., Zhang F., Zhao Y., Zhao Q., Wan M., Gu Y. Underlying burning resistant mechanisms for titanium alloy // Materials & Design. 2018. Vol. 156. P. 588–595.

7. Kikuchi M., Takada Y., Kiyosue S., Yoda M., Woldu M., Cai O., Okuno O., Okab T. Mechanical properties and microstructures of cast Ti–Cu alloys // Dental Materials. 2003. Vol. 19. Iss. 3. P. 174-181.

8. Alshammari Y., Yang F., Bolzoni L. Low-cost powder metallurgy Ti-Cu alloys as a potential antibacterial material // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. 2019. Vol. 95. P. 232-239.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-265

АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК СПЛАВЕ СО СТАБИЛЬНОЙ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРОЙ

Данилов В.И., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Пластическая деформация является нестационарным и неравновесным процессом, который описывается в рамках автоволновой концепции. Согласно этой концепции на макроскопическом уровне при механическом внешнем воздействии происходит формирование, распространение и трансформация различных автоволновых мод локализованной пластичности. В настоящее время концептуально обосновано и экспериментально подтверждено существование пяти автоволновых мод: автоволна переключения, фазовая автоволна, стационарная диссипативная структура, коллапс автоволны и автоволна возбуждения [1]. Все эти моды находятся в строгом соответствии с определенными стадиями кривых упрочнения. Так автоволна переключения формируется, если реализуется макроскопическая неустойчивость известная как полоса Чернова – Людерса (ПЧЛ), а автоволна возбуждения, когда наблюдается другая неустойчивость – эффект Портевена – Ле Шателье (прерывистая текучесть) [2]. В поликристаллических алюминий-магниевых сплавах возможны оба вида неустойчивости, поэтому можно наблюдать и автоволну переключения, и автоволну возбуждения и трансформацию первой во вторую.

Целью настоящей работы явилось изучение кинетики автоволн локализованной пластической деформации в сплаве АМг5 при разных скоростях деформирования.

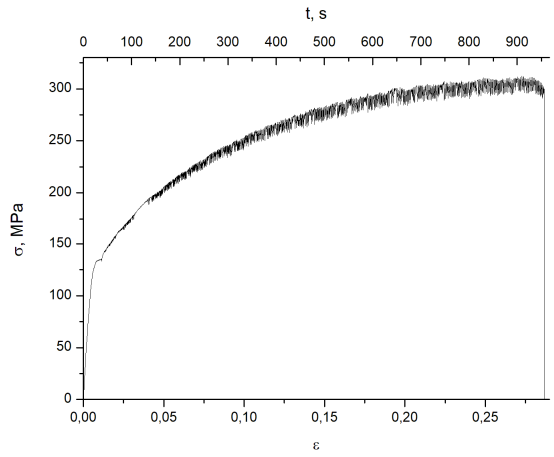


Рис. 1. Кривая нагружения сплава АМг5; скорость деформирования $\dot{\varepsilon} = 2{,}67 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$

На рис. 1 представлена кривая нагружения сплава АМг5 в отожженном состоянии. Установлено, что на ней независимо от скорости деформирования всегда присутствует площадка текучести, которая сменяется стадией прерывистой текучести. При этом продолжительность площадки и средний уровень напряжения на ней от скорости деформирования не зависят, но при изменении скорости деформирования меняется вид площадки текучести. При скорости деформирования $\leq 10^{-4}$ с$^{-1}$ на площадке текучести реализуется скачкообразная деформация с периодическими колебаниями деформирующего напряжения. Увеличение скорости нагружения до $2 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$ ведет к апериодическим колебаниям с незначительными амплитудами. Деформирование со скоростями и $3 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$ более приводит к практически гладкой площадке текучести.

При любых скоростях деформирования на площадках текучести происходит распространение автоволн переключения, которые представляют собой границы (фронты) расширяющихся ПЧЛ. Кинетика фронтов исследовалась методом корреляции цифровых изображений (DIC). На рис. 2 представлены хронограммы движения фронтов ПЧЛ при разных скоростях деформирования.

При малой скорости деформирования $6{,}67 \cdot 10^{-6}$ с$^{-1}$ (рис. 2а) два фронта ПЧЛ дискретно (скачками) движутся навстречу друг другу. Движение фронтов попеременное, например, с момента времени 1040 с по момент времени 1150 с активен фронт II, а затем до момента времени 1390 с движется фронт I. В результате все рабочее пространство оказывается заметенным фронтами, а площадка текучести заканчивается. Однако увеличение скорости деформирования свыше $2 \cdot 10^{-4}$ с$^{-1}$ приводит к тому, что деформационные фронты начинают двигаться непрерывно (см. рис. 2б). Если фронтов два и более, выполняется условие

попеременного перемещения фронтов. Эти результаты позволяют утверждать, что дискретное движение фронтов происходит, если деформирующее напряжение на площадке текучести осциллирует. Более подробные исследования показали, что деформационные фронты на площадке текучести в общем случае движутся только в процессе разгрузки образца. Во время восстановления необходимого уровня деформирующего напряжения, за счет действия внешнего нагружающего устройства, фронты неподвижны. Непрерывное движение деформационных фронтов возможно при условии, что скорость спада напряжений за счет деформационных процессов на микроскопическом (дислокационном) уровне соизмерима со скоростью их восстановления за счет внешнего воздействия испытательной машины.

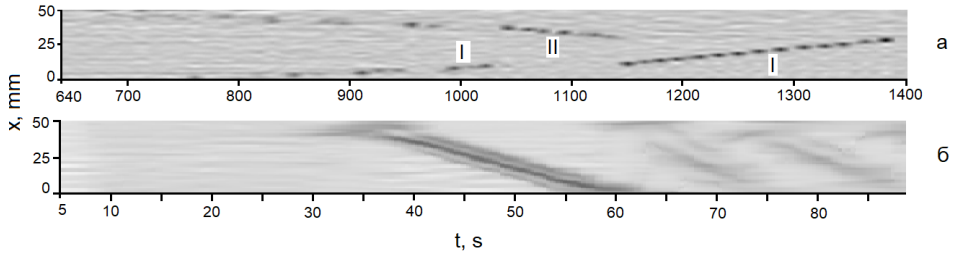


Рис. 2 Хронограммы фронтов ПЧЛ; *а* - $\dot{\varepsilon} = 6{,}67\cdot10^{-6}$ с$^{-1}$, *б* - $\dot{\varepsilon} = 3{,}33\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$

После окончания площадки текучести начинается стадия прерывистой текучести (см. рис. 1). На этой стадии процесс деформирования тоже происходит локализовано путем зарождения и распространения деформационных фронтов, что проиллюстрировано на рис. 3.

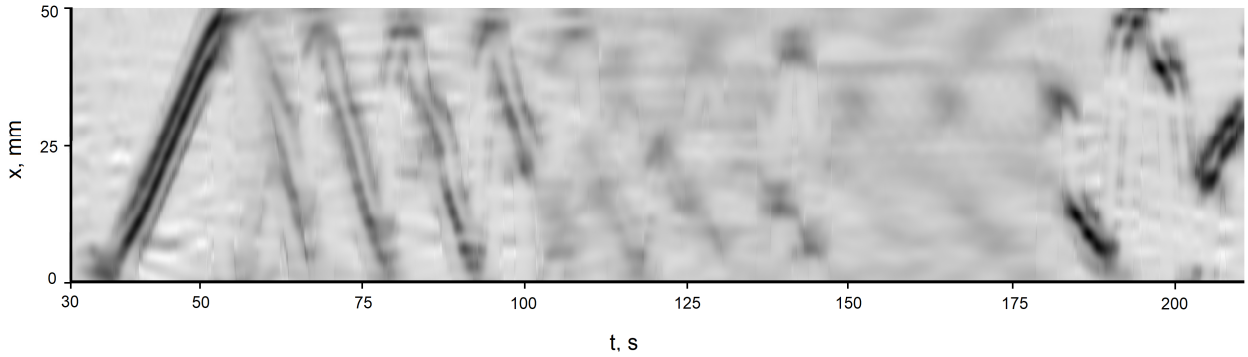


Рис. 3. Хронограмма движения деформационных фронтов на площадке текучести и на стадии прерывистой текучести; $\dot{\varepsilon} = 2{,}67\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$

Характер движения этих фронтов изменяется в соответствие с деформационной кривой. Вначале они периодически проходят всю рабочую область образца. На диаграмме нагружения этому соответствует скачкообразный участок непосредственно после площадки текучести и до момента времени 104 с. Амплитуда скачков напряжения невелика и постоянно возрастает. Затем на кривой нагружения скачки отсутствуют. Движение фронтов тоже прекращается. Прерывистая текучесть возобновляется в момент времени 135 с (рис. 1), однако характер движения фронтов становится другим (рис. 3). Они не проходят по всему образцу, а амплитуда деформации на фронте здесь значительно выше. Еще одним отличием является то, что первые четыре фронта зарождались последовательно в области аннигиляции фронта ПЧЛ, а появление остальных геометрически не детерминировано.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011 и частично поддержана грантом РФФИ № 20-08-00305-а.

1. Zuev L.B., Barannikova S.A., Danilov V.I., Gorbatenko V.V. Plasticity: from crystal lattice to macroscopic phenomena // Progress in Physics of Metals. 2021. Vol. 22, No. 1. P. 3-57.
2. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Plastic flow instability: Chernov–Lüders bands and the Portevin—Le Chatelier effect // Technical Physics. 2017. Vol. 62, Issue 3. P. 395-400.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-266

ПРИМЕНЕНИЕ КЛАСТЕРИЗАЦИОННОГО МЕТОДА АНАЛИЗА ДАННЫХ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

[1]Дмитриев А.А., [1,2]Поляков В.В.
[1]*Алтайский государственный университет, Барнаул*
[2]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

На сегодняшний день титановые сплавы находят широкое применение в качестве конструкционных материалов в промышленности и технике. Прочностные свойства сплава позволяют изготавливать элементы и детали конструкций, пригодные для эксплуатации в условиях высоких температур. В подобных условиях использование материалов может привести к изменению их внутренней структуры и потере требуемых механических свойств. Для диагностики и контроля изделий из титановых сплавов применяются методы неразрушающего контроля, к которым относится метод акустической эмиссии. Надежность метода акустической эмиссии определяется информативными параметрами, характеризующими изменения в сигнале, регистрируемом при внешнем механическом воздействии на материал [1]. Поэтому требуется разработка новых методов обработки акустико-эмиссионного сигнала с целью получения информативных параметров, эффективно описывающих изменения в сигнале, полученном для материалов с различной структурой.

В настоящей работе исследовались особенности акустической эмиссии титанового сплава ВТ1-0. Используемый материал имел равноосную зеренную микроструктуру с зернами среднего размера 15-20 мкм. Для проведения экспериментов из материала изготавливались образцы прямоугольной формы, часть из которых подвергалась отжигу при температуре 885 °С. Термообработка приводила к росту среднего размера зерен у отожжённого титана до 50-70 мкм. Подготовленные образцы подвергались испытаниям на статическое растяжение, в течение которых регистрировались акустическая эмиссия и параметры приложенной силы и удлинения. На основе измеренных значений силы и удлинения строились кривые деформационного упрочнения, характеризовавшие механические свойства исследуемых материалов. Из экспериментально полученных деформационных кривых следовало, что отжиг титана приводил к увеличению пластичности материала с уменьшением предела прочности на 10% по сравнению с неотожженным титаном. Разрушение исследуемых образцов происходило по вязкому типу с образованием Х-образной шейки.

Акустическая эмиссия, полученная от неотоженных и отожженных образцов, качественно различалась, что являлось следствием действия различных доминирующих механизмов пластической деформации, приводящих к акустическому излучению. При пластической деформации неотоженного титана, основными источниками выступали дислокационные потоки и образование мелких двойников [2,3]. В акустической эмиссии отожженных титанов дополнительно наблюдались отдельные высокоамплитудные пики, которые были связаны с образованием больших двойников в границах крупных зерен [4,5]. При больших растягивающих напряжениях источником акустической эмиссии также являлось образование микротрещин.

Для количественного описания различий между сигналами акустической эмиссии, полученных для неотожженных и отожженных титановых сплавов, был применен комплексный метод обработки сигнала, включавший последовательное применение вейвлет-преобразования и метода многомерного анализа данных [6]. С помощью математического аппарата вейвлет-преобразования были вычислены информативные параметры, которые описывали энергетические и частотные особенности акустической эмиссии при нагружении исследуемых образцов. Для установления количественных различий между информативными параметрами, рассчитанными по сигналам акустической эмиссии неотожженного и отожженного титана, в работе использован метод главных компонент. Применение метода главных компонент позволило спроецировать многомерные

информативные параметры в низкоразмерное пространство, в котором сигналы акустической эмиссии, схожие по своим параметрам, объединялись в кластеры. Результат кластеризации с помощью метода главных компонент показал разделение проекций информативных параметров на две группы, каждая из которых описывала акустическую эмиссию исходного и термообработанного титанового сплава.

Полученные в работе результаты могут использоваться в качестве основы для разработки новых методов диагностики титановых сплавов в различном структурном состоянии.

Исследование выполнено в рамках реализации Программы поддержки научно-педагогических работников ФГБОУ ВО «Алтайский государственный университет», проект «Разработка метода контроля нагруженных конструкционных материалов на основе классификационного анализа многомерных акустико-эмиссионных данных».

1. Поляков В.В., Егоров А.В., Свистун И.Н. Акустическая эмиссия при деформации пористого железа. Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27. № 22. С. 14-18.
2. Каюмова Э.З., Астанин В.В., Гирфанова А.А. Зависимость параметров акустической эмиссии титана от температуры механических испытаний. Письма о материалах. 2013. Т.3. Вып. 3. С. 193-197.
3. Камышанченко Н.В., Никулин И.С., Кунгурцев Е.С., Кунгурцев М.С. Экспериментальное определение преимущественных механизмов релаксации напряжений при деформации металлов с гексагональной плотноупакованной решеткой. Письма в ЖТФ. 2013. Т. 39. Вып. 10. С. 44-48.
4. Стоев П.И., Папиров И.И. Акустичекая эмиссия титана в процессе деформации. Вопросы атомной науки и техники. Серия: вакуум, чистые материалы, сверхпроводники. 2007. №4. С. 174 – 191.
5. Dmitriev A.A., Polyakov V.V. Specific features of acoustic emission of Ti alloys under plastic strain and fracture. AIP Conference Proceedings. 2019. Vol. 2167. P. 020070-1–020070-4.
6. Дмитриев А.А., Поляков В.В., Лепендин А.А. Исследование пластической деформации алюминиевых сплавов с использованием вейвлет-преобразований сигналов акустической эмиссии. Письма о материалах. 2018. Т. 8. Вып. 1. С. 33-36.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-267

ПРОЯВЛЕНИЕ ПРИЗНАКОВ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ВВЕДЕНИИ SiO_2 В ЦИРКОНИЕВУЮ КЕРАМИКУ, УПРОЧНЕННУЮ ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ

Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Васюков В.М., Овчинников П.Н.
Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов

Обнаружение [1] возможности стабилизации при комнатных температурах тетрагональной фазы *t*-ZrO_2 (путем введения добавок Y_2O_3, CeO_2, CaO и др.), способной к механо-индуцированной трансформации в моноклинную фазу *m*-ZrO_2 (*t*→*m* превращение обеспечивает трансформационный механизм упрочнения), значительно повысило прочностные свойства циркониевой керамики и обеспечило ей широчайшую область практических приложений от машиностроения до медицины. Улучшение прочностных свойств циркониевой керамики достигается путем создания на ее основе композитов. Наибольшие успехи достигнуты при разработке циркониевой керамики, упрочненной оксидом алюминия (ATZ керамика) [2]. В ней сильные стороны циркониевой керамики сочетаются с достоинствами керамики на основе Al_2O_3 за счет проявления дисперсионного механизма упрочнения [3]. Ионный и ковалентный типы химических связей, за счет которых циркониевые керамики и их композиты обладают высокими значениями твердости, жесткости и температуры плавления, обуславливают и хрупкость керамик при комнатных температурах. Высокая вероятность хрупкого разрушения изделий из ATZ керамики при деформации на доли процента (температуры < 500 °C) ограничивает область их потенциальных практических приложений. Вместе с тем, известны составы ATZ керамик (включающие дополнительные добавки $SrAl_{12}O_{19}$ [4] или SiO_2 [5]), обеспечивающие композитам запас пластичности (относительная деформация более 1 %) при комнатных температурах. Важно отметить, что в разработанных [4,5] ATZ керамиках в качестве стабилизатора тетрагональной фазы *t*-ZrO_2 использованы оксиды CeO_2 и CaO соответственно. Этим достигается высокая стойкость керамик к низкотемпературной деградации. Роль указанных добавок в проявлении признаков пластичности - площадок текучести на диаграммах деформирования (4-точечный изгиб или одноосное сжатие) ATZ керамик при комнатных температурах остается не достаточно ясной. В связи с этим, целью работы являлось исследование влияния добавки SiO_2 на характер диаграмм одноосного сжатия CaO-ZrO_2+Al_2O_3+SiO_2 керамик, а также на изменения их структуры и фазового состава в процессе деформации.

При изготовлении образцов, молярную концентрацию CaO по отношению к ZrO_2 сохраняли неизменной C_{CaO} = 6.5 mol.% и к полученной смеси добавляли 5.8 mol.% Al_2O_3, что, согласно данным [6], обеспечивает высокое соотношение твердости и вязкости разрушения ATZ керамики. Концентрацию диоксида кремния по отношению к смеси CaO+ZrO_2+Al_2O_3 варьировали в диапазоне от 0 до 6 mol.%. Методика изготовления образцов и методы диагностики их свойств детально описаны в [5]. Скорость деформации при комнатной температуре $d\varepsilon/dt$ = 1 μm/s.

Показано, что CaO-ATZ керамика, не содержащая SiO_2, деформируется упруго вплоть до разрушения. Введение добавки SiO_2 (в концентрации от 2 до 5 mol.%) вызывает качественное изменение характера диаграммы нагружения. При достижении определенных напряжений σ-ε-диаграмма дважды изменяет угол наклона – появляется площадка текучести, характерная для пластичных материалов. Превышение 5-процентного содержания SiO_2 в CaO-ATZ+SiO_2 керамике приводит к исчезновению признаков пластичности и резкому снижению предела прочности на сжатие. Подобное резкое ухудшение прочностных свойств CaO-ATZ+SiO_2 керамики (уменьшение вязкости разрушения) при концентрации C_{SiO2} = 6 mol.% наблюдали в [7].

В условиях многоциклового нагружения (в каждом цикле образец разгружали на начальной стадии площадки текучести и повторно нагружали с неизменной скоростью) наблюдалась остаточная деформация, увеличивающаяся от цикла к циклу. Предел текучести

σ_y также увеличивался с каждым циклом нагружения. Тангенс угла наклона плеча нагрузки (на стадии упругой деформации), или модуль Юнга, для нескольких последовательных циклов нагружения оставался неизменным. Это свидетельствует об отсутствии макроскопических повреждений при достижении определенных (порядка 0.25 %) остаточных деформаций. Сравнительный анализ микроструктуры образца CaO-ATZ+SiO_2 керамики до и после деформации (до стадии текучести) не выявил наличия образовавшихся макроскопических дефектов, или изменения взаимного расположения кристаллитов (ZrO_2 и Al_2O_3).

Данные рентгеновской дифрактомерии свидетельствуют об уменьшении относительной доли тетрагональной фазы *t*-ZrO_2 в образцах CaO-ATZ+SiO_2, получивших остаточную деформацию в результате одноосного сжатия при комнатных температурах. Это согласуется с выводами авторов [4], согласно которым, наблюдаемая при 4-точечном изгибе пластичность CeO_2-ZrO_2+Al_2O_3+$SrAl_{12}O_{19}$ керамики обусловлена тетрагонально-моноклинными фазовыми превращениями в области растягивающих напряжений (формированием трансформационных зон). Согласно [7,8], введение добавки SiO_2 в CaO-ATZ керамику способствует снижению энергетического барьера для тетрагонально-моноклинного перехода, тем самым увеличивая механо-индуцированную трансформируемость *t*-фазы ZrO_2.

Таким образом, исследованы структура, фазовый состав и характер диаграмм нагружения (одноосное сжатие) при комнатных температурах CaO-ATZ+SiO_2 керамик с различным содержанием (от 0 до 6 mol.%) диоксида кремния. Полученные данные свидетельствуют о появлении пластичности у образцов, содержащих SiO_2 в концентрации от 2 до 5 mol.%. Наблюдаемая пластичность CaO-ATZ+SiO_2 керамик объясняется повышением трансформируемости тетрагональной фазы ZrO_2 при введении малых концентраций SiO_2. Представленные результаты, в совокупности с полученными ранее данными относительно стойкости исследуемых керамик к низкотемпературной деградации, свидетельствуют о перспективах использования CaO-ATZ+SiO_2 керамики для изготовления изделий, требующих запаса пластичности и подверженных воздействию влаги в процессе эксплуатации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ (проект № 21-79-00068). Результаты получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина.

5. Garvie R.C., Hannink R.H.J., Pascoe R.T. Ceramic Steel? // Nature. 1975. V. 258. P. 703–704.
6. Soon G., Pingguan-Murphy B., Lai K.W., Akbar S.A. Review of zirconia-based bioceramic: surface modification and cellular response // Ceram. Int. 2016. V. 4. P. 12543–12555.
7. Zhang F., Lin L.F., Wang E.Z. Effect of micro-alumina content on mechanical properties of Al_2O_3/3Y-TZP composites // Ceram. Int. 2015. V. 41. P. 2417–12425.
8. Chevalier J., Liens A., Reveron H., Zhang F., Reynaud P., Douillard T., Preiss L., Sergo V., Lughi V., Swain M., Courtois N. Forty years after the promise of «ceramic steel?»: Zirconia-based composites with a metal-like mechanical behavior // J. Am. Ceram. Soc. 2020. V. 103. P. 1482–1513.
9. Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Жигачев А.О., Овчинников П.Н. Прочностные свойства циркониевой керамики, упрочненной оксидом алюминия, с добавлением диоксида кремния // Физика твердого тела. 2021. Т. 63. № 2. С. 259-263.
10. Дмитриевский А.А., Жигачев А.О., Жигачева Д.Г., Тюрин А.И. Структура и механические свойства композиционной керамики CaO−ZrO2−Al2O3 при малых концентрациях корунда // Журнал технической физики. 2019. Т. 89. № 1. С. 107-111.
11. Дмитриевский А.А., Жигачев А.О., Жигачева Д.Г., Родаев В.В. Влияние диоксида кремния на стабильность фазового состава и механические свойства керамики на основе диоксида циркония, упрочненной оксидом алюминия // Журнал технической физики. 2020. Т. 90. №. 12. С. 2108-2117.
12. Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Ефремова Н.Ю., Овчинников П.Н., Григорьев Г.В. Влияние примеси SiO_2 на трансформируемость тетрагональной фазы циркониевой керамики, армированной частицами Al_2O_3 // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2021. Т. 11. № 1. С. 47–60.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-268

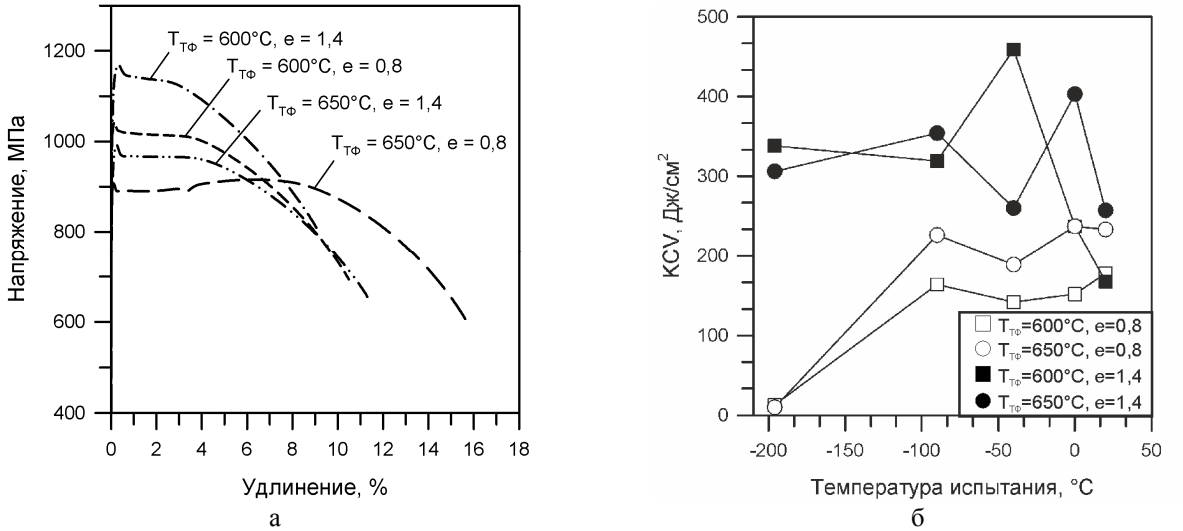
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

Долженко А.С., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

Высокопрочные низколегированные стали являются широко используемыми конструкционными материалами. Одним из недостатков таких сталей является их относительно высокая температура хрупко-вязкого перехода в закаленном состоянии, что делает эти стали хрупкими при температурах ниже комнатной и, соответственно, ограничивает их применение при пониженных температурах. Оригинальный подход к решению данной проблемы был предложен группой японских ученых [1,2]. Предлагаемый ими способ заключается в теплой прокатке с большим обжатием после отпуска закаленного мартенсита. Теплую прокатку предлагалось проводить при температуре отпуска, этот метод обработки был назван темпформингом.

Исследования проводили на высокопрочной низколегированной стали 25ХГМТ следующего химического состава (мас. %): 0,26C, 0,23Si, 0,54Mn, 0,42Cr, 0,44Mo, 0,06Ti, остальное Fe. Предварительно сталь была подвергнута закалке в воду с 850°C. Темпформинг проводили следующим образом: стальные заготовки были нагреты до температуры отпуска (600 и 650°C), выдержаны при этой температуре в течении 1 часа, после чего подвергнуты прокатке при этой же температуре до истинной деформации 0,8 и 1,4. Испытания на растяжение проводили с использованием испытательной машины Instron 5882 при комнатной температуре на плоских образцах с длиной рабочей части 12 мм и поперечным сечением 3×1,5 мм^2. Испытания на ударную вязкость проводил на стандартных образцах квадратного сечения 10×10 мм^2 и длиной 55 мм с V-образным концентратором напряжений с использованием ударной машины Instron 450 J в интервале температур от 20 до -196°C.

Анализ инженерных кривых напряжение – удлинение (рис. 1а), показал, что увеличение температуры темпформинга приводит к снижению показателей прочности и повышению пластичности. При увеличении степени деформации при одинаковых температурах наблюдается рост пределов текучести и прочности, в то время как значения удлинения несколько снижаются. Форма кривых исследуемой стали во всех состояниях примерно одинакова. На начальной стадии наблюдается «зуб текучести», за которым следует довольно продолжительная стадия устойчивого течения, после чего происходит локализация деформации и образование шейки.



а б

Рис. 1. Зависимость напряжения от удлинения (а) и значений KCV от температуры испытания (б) стали 25ХГМТ, подвергнутой темпформингу по различным режимам

Сталь 25ХГМТ, подвергнутая темпформингу при различных температурах до истинной деформации e = 0,8, демонстрирует повышение значений ударной вязкости KCV с увеличением температуры темпформинга, а также повышение значений ударной вязкости при понижении температуры испытания до -90°С (рис. 1б). Темпформинг при температурах 600 и 650°С до истинной деформации e = 1,4 приводит к существенному повышению значений ударной вязкости, например $KCV_{-40°C} \geq 460$ Дж/см^2. Даже при температуре жидкого азота образцы стали 25ХГМТ, подвергнутые темпформингу до e = 1,4, сохраняют значения ударной вязкости KCV выше 300 Дж/см^2, в отличии от образцов, подвергнутых темпформингу до e = 0,8, значения KCV которых не превышает 15 Дж/см^2.

Кривые нагрузка-смещение характеризуются острым пиком на ранней стадии ударного нагружения (рис.2), максимальное напряжение которого (P_M) совпадает со значением общей текучести (P_{GY}). Дальнейший изгиб образцов после темпформинга до e = 0,8 сопровождается постепенным уменьшением нагрузки до нуля. Величина пика на ранней стадии нагружения и скорость последующего уменьшения нагрузки увеличиваются с уменьшением температуры испытания. Образцы после темпформинга до e = 1,4 отличаются ярко выраженной стадией упрочнения после начального пика на кривой ударного нагружения с последующей стадией постепенного уменьшения нагрузки, наибольшая продолжительность которой наблюдается при температуре испытания ниже -40°С. Такое поведение свидетельствует о затуплении надреза за счет расщепления образца почти перпендикулярно к направлению удара на ранней стадии ударного нагружения без значительной пластической деформации. Увеличение степени деформации при темпформинге способствует расщеплению образцов вдоль плоскости прокатки при понижении температуры испытания, что ведет к необычному повышению ударной вязкости.

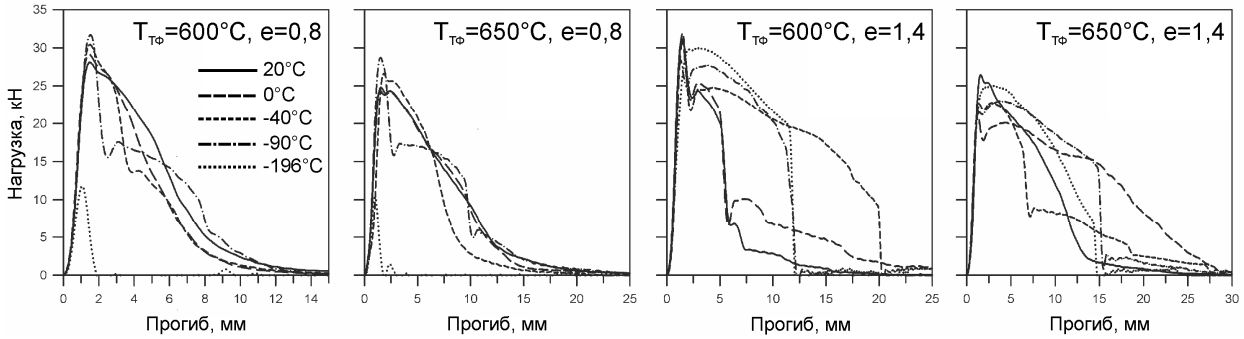


Рис.2. Изменение нагрузки в зависимости от прогиба образцов стали 25ХГМТ при испытаниях на ударную вязкость после темпформинга по различным режимам

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497).

1. Kimura Y., Inoue T., Yin F., TsuzakiK. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel // Science. 2008.№320.С. 1057-1060.
2. Kimura Y., Inoue T., Yin F., Sitdikov O., Tsuzaki K. Toughening of a 1500 MPa class steel through formation of an ultrafine fibrous grain structure //Scripta Mater. 2007. №57, С. 465–468.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-269

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА АК10М2Н ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

[1]Загуляев Д.В., [2]Иванов Ю.Ф., [1]Якупов Д.Ф., [2]Устинов А.М.
[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Известно, что пластическая деформация металлических материалов протекает на различных масштабных уровнях от макро, до нано [1]. Поверхность материала играет одну из основных ролей в процессе деформирования, поскольку претерпевает множество морфологических изменений [2,3]. В данной связи состояние поверхностных слоев материала существенно сказывается на их деформационном поведении. С другой стороны скорость деформирования так же оказывает влияние на пластическое течение металлических материалов [4]. В связи с изложенным цель работы заключалась в исследовании влияния скорости деформирования и плотности энергии пучка электронов на способность сплава АК10М2Н изменять форму без нарушения целостности в процессе одноосного растяжения до разрушения.

Образцы для испытаний вырезались из чушки и имели вид плоских, двухсторонних лопаток, что соответствовало ГОСТ 1497-84. Размеры образцов для испытаний составляли: толщина 2,3 мм; ширина 9,1 мм; длина рабочей части 16,0 мм. Перед облучением образцы шлифовались и полировались. Модифицирование поверхностных слоев сплава осуществляли на установке «СОЛО» с двух сторон при следующих параметрах пучка: плотности энергии пучка электронов 10, 30, 50 Дж/см^2, энергия ускоренных электронов 17 кэВ, длительность импульсов 50 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с$^{-1}$; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки 2•10^{-2} Па. Испытания на одноосное растяжение сплава осуществляли на испытательной машине «INSTRON 3386» с постоянными скоростями деформирования 1,25 и 2 мм/мин.

Диаграммы нагружения образцов сплава находящегося в литом состоянии и модифицированных по трем режимам отличающихся плотностью энергии пучка электронов при различных скоростях деформирования представлены на рисунке 1. Пластические свойства сплава АК10М2Н при различных скоростях деформирования и плотностях энергии пучка электронов приведены в таблице 1.

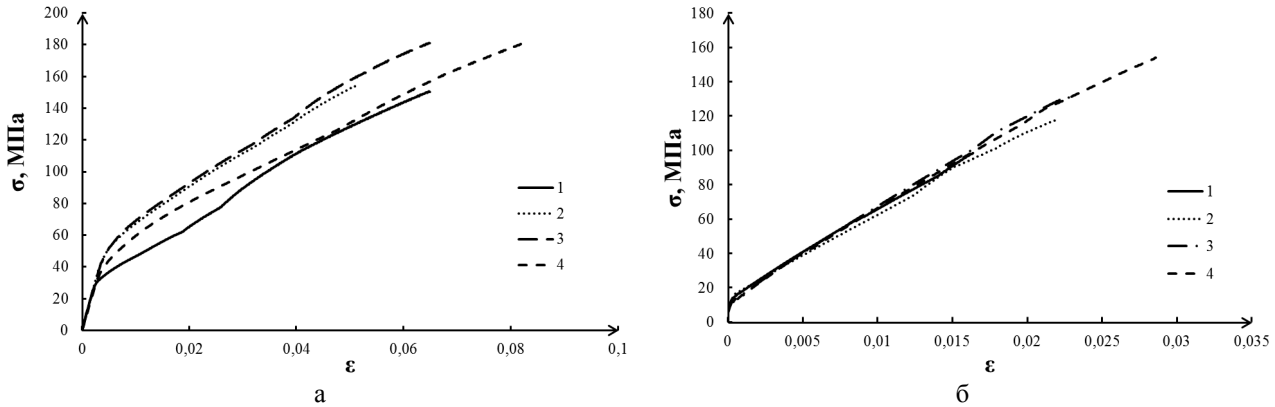


Рис. 1. Диаграммы нагружения сплава АК10М2Н при скорости деформирования 2 мм/мин (а) и 1,25 мм/мин (б). 1 – образец находящийся в литом состоянии, 2 – образец подвергнутый двухсторонней электронно-пучковой обработке с плотностью энергии пучка электронов 10 Дж/см^2, 3 – 30 Дж/см^2, 4 – 50 Дж/см^2

Анализ диаграмм нагружения (см рис. 1а) и пластических свойств (см. табл. 1) сплава АК10М2Н при скорости деформирования 2 мм/мин показывает, что при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см^2 происходит снижение величины деформации необходимой для разрушения образца с 6,7 % до 5,4 %, одновременно, незначительно (2 МПа) увеличивается

предел прочности на разрыв.

Таблица 1. Пластические свойства АК10М2Н при различных скоростях деформирования и плотностях энергии пучка электронов

Скорость деформирования, мм/мин	2				1,25			
Плотность энергии пучка электронов, Дж/см^2	0	10	30	50	0	10	30	50
Предел прочности на разрыв, МПа	144	146	174	175	98	116	127	153
Нагрузка при разрыве, Н	3404	3503	4264	4356	2240	2687	2981	3503
Деформация при разрушении, %	6,7	5,4	6,7	8,4	1,6	2,2	2,3	2,7

Последующее увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см^2 приводит к восстановлению значения величины деформации необходимой для разрушения образца до значений сплава находящегося в литом состоянии, однако при данных параметрах обработки наблюдается увеличение предела прочности на разрыв на 20 % с 144 до 174 МПа. Режим обработки с плотностью энергии пучка электронов 50 Дж/см^2 характеризуется увеличением пластических характеристик сплава, величины деформации необходимой для разрушения образца составила 8,4 % – это максимальное значение в данной серии экспериментов. Предел прочности практически не изменяется в сравнении с режимом 30 Дж/см^2.

Снижение скорости деформирования до 1,25 мм/мин (см. рис. 1б., табл. 1) приводит к снижению пластических характеристик сплава, а именно в литом состоянии образец разрушается при деформации равной всего лишь 1,6 %, обработка электронным пучком приводит к последовательному увеличению данного параметра и при 10 Дж/см^2 деформация равна 2,2 %, при 30 Дж/см^2 – 2,3 %, при 50 Дж/см^2 – 2,7 %. Предел прочности также увеличивается последовательно, с 98 МПа в литом состоянии до 153 МПа при плотности энергии пучка электронов равной 50 Дж/см^2.

Таким образов, в ходе исследований влияния скорости деформирования и плотности энергии пучка электронов на пластические свойства сплава АК10М2Н в процессе одноосного растяжения до разрушения установлено: (1) независимо от скорости деформирования увеличение плотности энергии пучка электронов приводит к увеличению предела прочности на разрыв; (2) снижение скорости деформирования сопровождается уменьшением пластичности сплава АК10М2Н.

Для выявления физических механизмов ответственных за изменение пластических свойств сплава АК10М2Н подвергнутого модифицированию электронным пучком и последующим разрушением в режиме одноосного растяжения необходимо проведение прецизионных исследований методами современного физического материаловедения, в том числе сканирующей и просвечивающей электронных микроскопий.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ, проект № 19-79-10059

1. Panin V.E. Overview on mesomechanics of plastic deformation and fracture of solids // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 1998. Vol. 30. Issue 1. P. 1–11.
2. Romanova V., Balokhonov R., Panina A., Kazachenok M., Kozelskaya A. Micro- and mesomechanical aspects of deformation-induced surface roughening in polycrystalline titanium // Materials Science and Engineering: A. 2017 Vol. 697. P. 248–258.
3. Miranda-Medina M.L., Somkuti P., Bianchi D., Cihak-Bayr U., Bader D., Jech M., Vernes A. Characterisation of orange peel on highly polished steel surfaces // Surface Engineering. 2015. Vol. 31. Issue 7. P. 519–525.
4. Авсейков С.В., Бобарикин Ю.Л. Влияние скорости деформации на сопротивление пластическому деформированию углеродистой латунированной проволоки в процессе тонкого волочения // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого. 2013. №3. С. 25–31.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-270

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ *авс*-ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$

Кашин О.А., Круковский К.В., Гришков В.Н., Лотков А.И., Бобров Д.И., Кашина О.Н., Гирсова Н.В., Миронов Ю.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Хорошо известно, что измельчение зёренной структуры поликристаллических металлов и сплавов в значительной мере повышает пределы текучести и прочности [1]. Использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет получать ультрамелкозернистую структуру со средним размером зёрен ≤ 1 мкм [2]. При этом предельное измельчение зёрен зависит от технологических параметров ИПД. Одним из основных таких параметров является температура ИПД [3]. Температура ИПД определяет возможность измельчения зёренной структуры и достижения минимального размера зёрен. К настоящему времени разработано значительное количество моделей трансформации микроструктуры при ИПД и её влияние на свойства металлов и сплавов. Однако общепринятого механизма измельчения зерна и управляющих факторов пока не существует [1, 3]. Поэтому важно получение систематических экспериментальных данных о влиянии каждого управляющего фактора на структуру и свойства ИПД материалов, необходимых для экспериментального обоснования модельных представлений.

В настоящей работе прослежено влияние температуры *авс*-прессования и величины *авс*-деформации на механические свойства образцов сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$, полученных при 723 и 573 К (рис. 1). Видно, что при снижении температуры на 150 К заметно увеличился предел текучести, для предела прочности изменения выражены гораздо слабее, а напряжение мартенситного сдвига практически не изменилось. Анализируется взаимосвязь формирующейся при *авс*-прессовании зёренной структуры и механических свойств.

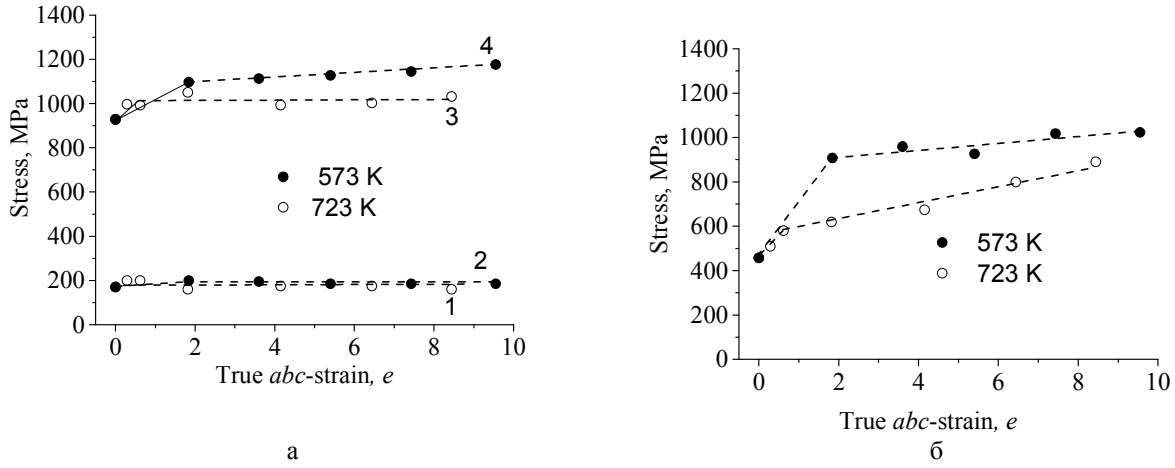


Рис. 1. Зависимости механических свойств сплава $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ от величины истинной *авс*-деформации ***e***: напряжение мартенситного сдвига (1, 2) и предела прочности (3, 4) (а); предела текучести (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. Estrin Y., Vinogradov A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Mater. 2013. 61. P. 782–817.

2. Bulk Nanostructure Metal Materials: Obtaining, Structure and Properties / Valiyev R.Z., Aleksandrov I.A. Moscow, Akademkniga. – 2007. – 398 p.

3. Bagherpour E., Pardis N., Reihanian M. & Ebrahimi R. An overview on severe plastic deformation: research status, techniques classification, microstructure evolution, and applications // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2019. 100. P. 1647–1694.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-271

УДАЛЕНИЕ ОСТАТКОВ ПОРОШКА ЯЧЕИСТОЙ КОНСТРУКЦИИ СО СТРУКТУРОЙ ГИРОИДА С ПОМОЩЬЮ УЛЬТРАЗВУКА

Козадаева М.П., Сурменева М.А., Храпов Д.А.
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Создание и внедрение имплантатов, способных замещать или восстанавливать дефекты костной ткани, является актуальной проблемой мультидисциплинарных исследований. В данной области хорошо себя показали титановые сетчатые конструкции. Целью изготовления таких структур является создание подходящей среды для врастания тканей и достижение определенных механических свойств. Использование аддитивных технологий, в частности метода электронно-лучевой плавки (ЭЛП), для производства изделий для медицины позволяет создавать из металла конструкции сложных форм с системой взаимосвязанных пор в более короткие сроки. Форма пор существенно влияет на механические характеристики изделия [1]. Трижды периодические поверхности минимальной энергии (ТППМЭ) – математически определенная непрерывная бесконечно повторяющаяся в трёх измерениях структура с минимальной поверхностью [2]. Использование топологии ТППМЭ в конструкциях имплантатов оптимизирует технологию производства с использованием аддитивных технологий, позволяет математически контролировать такие параметры, как пористость, размер и форма пор, взаимосвязь между порами, получать изделия с повышенными биомеханическими свойствами и возможностью более равномерного распределения клеток при врастании [3].

Первым этапом разработки было компьютерное моделирование структуры гироида, с использованием программ Mathematica и MeshLab. В модели была установлена толщина стенок образцов 0,2 и 0,4 мм. Для удобства далее образцы будут называться М2 и М4 соответственно. Гироидные Ti6Al4V структуры с пористостью 28 и 30% были изготовлены на установке для послойного электронно-лучевого плавления ARCAM A2 EBM (Мёльндаль, Швеция) в стандартном режиме «melt multibeam».

Часть образцов после производства подверглись очистке от полуспеченных частиц порошка в два этапа. Первым этапом являлась очистка с помощью стандартной системы восстановления порошка (ССВП) от Arcam EBM, которая использует технологию дробеструйной очистки.

Вторым этапом очистки, был использован метод удаления порошка с помощью ультразвуковой вибрации (УЗВ) на базе коммерческого оборудования Sonic Swiss Boster 20 кГц. Приводная головка УЗВ коммерческой системы крепится к модифицированной стойке серийного настольного сверла с добавленной армирующей нижней пластиной и креплением для ультразвуковой вибрационной головки. Электропитание от коммерческой системы УЗВ позволяет регулировать мощность вибрации. Очистку выполняли в один этап путем осторожного сжатия плоских поверхностей образцов цилиндрических каркасов между лицевой стороной вибратора и нижней пластиной при мощности 35 кГц в течение 15 секунд при 75% максимальной мощности. При проведении второго этапа очистки (УЗВ) наблюдалось отделение небольшого количества порошка, что свидетельствует о том, что полностью очистить образцы только с помощью метода ССВП невозможно.

На рисунке 1а видно, что на поверхности конструкции и внутри каналов до очистки ультразвуком наблюдается минимальное количество приплавленных частиц порошка металла, по сравнению с образцами, полученными методом селективного лазерного плавления (СЛМ) в работе [5].

После обработки ультразвуком (рис. 1б) приплавленных частиц порошка не наблюдается совсем. Наличие отдельных частиц порошка на поверхности конструкций недопустимо при использовании их в медицине.

Из таблицы 1 видно, что механические свойства образцов М2 и М4 между собой, до и после обработки отличаются в среднем менее чем на 10%, так как на практике толщина

стенок образцов оказалась равной 0,36 мм, не зависимо от номинальной толщины. Можно предположить, что это связано с особенностью оборудования и режима «melt».

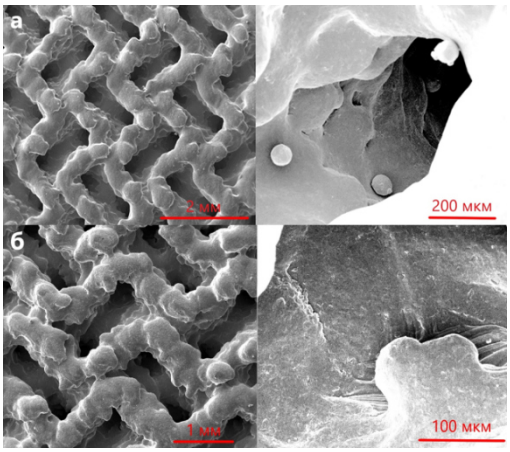


Рис. 1. Снимки СЭМ образца сплава титана М4 с топологией ТППМЭ, полученного послойным электронно-лучевым плавлением: до обработки ультразвуком (а), после обработки ультразвуком (б)

Также постобработка ультразвуком не оказала значительного влияния на механические свойства. Предположительно, это значит, что частицы порошка, которые находились внутри каналов были расплавлены настолько незначительно, что не могли оказать влияние на структуру образцов, а, вследствие, и на их механические свойства

Таблица 1. Механические свойства образцов

Параметр	М2	М2 УЗ	М4	М4 УЗ
P, %	30	34	28	32
E, ГПа	5,78±0,04	5,85±0,10	5,84±0,02	5,76±0,06
σ_y, МПа	273,03±2,71	267,07±3,61	274,33±2,83	282,97±10,22
W, МДж/м^3	84,56±0,53	83,22±0,44	77,35±1,87	84,81±1,25

Несмотря на низкую пористость, образцы показали механические свойства близкие к соответствующим свойствам кортикальной кости. Минимальный модуль упругости 5,76 ГПа и максимальный предел текучести 283 МПа оказался у образца М4 после ультразвуковой очистки. Для кортикальной кости эти параметры соответственно равны 3–30 ГПа и 103–222 МПа. Топографический анализ показал, что с помощью ультразвука можно очистить от непропеченных частиц порошка даже такие плотные образцы с узкими каналами, не оказав значительного влияния на механические свойства.

Авторы выражают благодарность проф. А.В. Коптюгу за помощь в подготовке образцов и Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ20-73-10223.

1. Savio G., Rosso S., Meneghello R., Concheri G., Geometric modeling of cellular materials for additive manufacturing in biomedical field: a review // Applied Bionics and Biomechanics. – 2018. – № 3. – P. 1–14.
2. Blanquer S. B. G, Werner M., Hannula M., etc, Surface curvature in triply-periodic minimal surface architectures as a distinct design parameter in preparing advanced tissue engineering scaffolds // Biofabrication. – 2017. – № 9. – P. 1–12.
3. Ataee A., Li Y., Fraser D., etc, Anisotropic Ti-6Al-4V gyroid scaffolds manufactured by electron beam melting (EBM) for bone implant applications // Materials and Design. – 2018. – № 137. – P. 345–354.
4. Mahmoud D., Elbestawi1 M. A., Selective laser melting of porosity graded lattice structures for bone implants // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2018.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-272

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПАРАМЕТРЫ АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Колосов С.В., Никонова А.М., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время проблема выяснения причин макроскопической неоднородности пластической деформации становится все более актуальной. Выполнены как экспериментальные, так и теоретические исследования, в которых изучается формирование пространственно-неоднородных структур за счет самоорганизации структурных дефектов [1]. Установлено, что возникающие при пластическом деформировании паттерны макроскопической локализации количественно зависят от структуры и типа кристаллической решетки исследуемого материала, а их вид полностью определяется действующими на данной стадии законами деформационного упрочнения [2]. Настоящая работа посвящена исследованию параметров автоволны макроскопической локализации пластической деформации, возникающей на линейной стадии деформационного упрочения аустенитной нержавеющей стали в интервале температур 148…423 К. Мартенситные механизмы являются эффективными механизмами повышения прочностных свойств аустенитных сталей, которые зависят от термодинамической стабильности аустенита и условий деформации (величины, температуры). Исследование кинетики указанных процессов при разных температурах позволит установить закономерности макроскопической локализации пластической деформации.

Механические испытания на одноосное растяжение проводились на плоских образцах аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т в форме двойной лопатки с размерами 40х5х2 мм при постоянной скорости движения подвижного захвата 0,2 мм/мин. Визуализацию картин локализованной пластической деформации на рабочей поверхности осуществляли с интервалом 30 сек. (удлинение на величину 100 мкм.) методом фотографической съёмки спекл-изображений [2] при нахождении образцов в прозрачной колбе (стеклянный сосуд Дьюара) в интервале температур 148…273 К. Температуру поддерживали постоянной с помощью непрерывной подачи паров азота из сосуда Дьюара и измеряли с помощью термопары хромелю-алюмель, находящейся внутри колбы на образце. Скорость подачи паров азота задавали при помощи нагревательного элемента, находящегося внутри сосуда Дьюара. Температуру в интервале 296…423 К измеряли термопарой хромель-алюмель, находящейся на недеформируемой части образца. Температуру поддерживали постоянной в течение всего эксперимента обдувая горячим воздухом образец, находящийся внутри термоизолирующего короба с прозрачным окном.

В результате анализа распределений локальных деформаций на стадиях линейного деформационного упрочнения установлены зависимости параметров локализованной пластичности от температуры, коэффициента деформационного упрочнения и действующих напряжений. Также была оценена энергия активации процесса локализации пластической деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011, и частично грантом РФФИ номер 20-08-00305_а.

1. Aifantis E.C. Gradient material mechanics: Perspectives and Prospects // Acta Mechanica. 2014. Vol. 225. No. 4-5. P. 999-1012.
2. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. – Новосибирск: Наука, 2018. – 132 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-273

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Колосов С.В., Надежкин М.В., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Настоящая работа посвящена исследованию структурных и фазовых превращений индуцированных деформацией, скорости превращения в зависимости от температуры и температурных границ превращения для образцов из аустенитной нержавеющей стали в интервале 210…330 К. Мартенситные механизмы являются эффективными механизмами повышения прочностных свойств аустенитных сталей, которые зависят от термодинамической стабильности аустенита и условий деформации (величины, температуры). Исследование кинетики указанных процессов при разных температурах позволит установить закономерности макроскопической локализации пластической деформации.

Механические испытания на одноосное растяжение проводились на плоских образцах аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т имеющих форму двойной лопатки с размерами 40х5х2 мм при постоянной скорости движения подвижного захвата 0,4 мм/мин. Температуры ниже комнатной поддерживали постоянными с помощью непрерывной подачи паров азота из сосуда Дьюара в термоизолирующий короб. Контроль температуры проводили с помощью термопары хромелю-алюмель, находящейся внутри короба, прижатой к недеформируемой части на поверхности образца. Захваты испытательной машины выполнены из нержавеющей стали имеющей высокий коэффициент теплопроводности, что позволяет поддерживать стабильную температуру на протяжении всего испытания. Скорость подачи паров азота задавали при помощи нагревательного элемента, находящегося внутри сосуда Дьюара подключенного к источнику питания с регулируемой мощностью тока. Температуры выше комнатной поддерживали постоянными в течение всего эксперимента обдувая горячим воздухом образец и захваты испытательной машины, находящиеся внутри термоизолирующего короба. Изменение процентного содержания мартенситной фазы измеряли прибором МВП-2М, (многофункциональный вихретоковый прибор) позволяющий измерять процентное содержание магнитной (мартенситной) фазы в металле. В состоянии поставки, мартенситная фаза практически полностью отсутствует, однако в процессе деформации в определенном интервале температур, проходит аустенит – мартенситное превращение и количество мартенситной фазы растет. Структурные и фазовые превращения исследовали на микроскопе отраженного света «Neophot-21» с записью изображений при помощи цифровой камеры при разных увеличениях в светлом поле и поляризованном свете. Тонкие исследования структуры проводили на атомно-силовом микроскопе (АСМ) Solver PRO-47H контактным методом.

Изучена деформационная структура образцов в исходном и деформированном состояниях. Установлено, что пластическая деформация стали осуществляется как скольжением, так и двойникованием. Показано, что в процессе деформации происходит сильная локализация деформации, приводящая к образованию грубых следов скольжения. Обнаружено, что микродвойники формируют большие скопления, с одной или несколькими системами двойникования. Образующаяся мартенситная фаза наблюдается в виде мелких выделений. В результате анализа деформационных кривых, а также данных, полученных с МВП-2 и фотографий микроструктуры поверхности установлено влияние температуры на механические свойства, а также на структурные и фазовые деформационные превращения аустенитной стали 12Х18Н10Т.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011, и частично грантом РФФИ номер 20-08-00305_а.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-274

НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НА ПАРАБОЛИЧЕСКОЙ СТАДИИ В ТЕХНИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ

Колосов С.В., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящей работе исследуются закономерности развития локализации пластической деформации на параболической стадии пластического течения и стадии предразрушения в образцах из промышленных сплавов циркония Э635 (Zr — 1 % Nb — 1,3 % Sn — 0,4 % Fe) и циркалой-2 (Zr — 1,2 % Sn — 0,5 % (Fe + Ni + Cr)), применяемых для изготовления труб тепловыделяющих элементов ядерных реакторов [1].

Ранее установлено, что кривые течения циркониевых сплавов сразу за пределом текучести аппроксимируются параболой $\sigma \sim \varepsilon^n$, где n — показатель параболичности [2]. Стадию деформирования, соответствующую этой параболе, будем называть параболической. Параболическая стадия имеет сложный характер, на ней деформационная кривая разделяется на ряд участков с дискретно уменьшающимся показателем параболичности, принимающим значения в интервале 0,1…0,7. Так, устойчивая стационарная картина локализации деформации с постоянным пространственным периодом λ типична только для той стадии деформирования, которой соответствуют зависимости $\sigma \sim \varepsilon^n$ с показателем $n \geq 0{,}5$ [3]. Для участков параболической кривой деформирования с $n < 0{,}5$ характерно движение очагов локализации деформации с изменением пространственного периода, сопровождающееся периодическим накоплением деформации в нескольких очагах локализации, один из которых к концу параболической стадии трансформируется в шейку. Физические причины наблюдаемой эволюции локализации на параболической стадии пластического течения сплавов циркония остаются неясными, поэтому особенности локализации деформации, приводящие к потере устойчивости пластического течения и разрушению, требуют детального исследования.

Плоские образцы размерами 40*5*2 мм^3 растягивали на испытательной машине Instron-1185 при скорости перемещения подвижного захвата 0,1 мм/мин (скорость деформации $4*10^{-5}$ с$^{-1}$). Одновременно с записью диаграммы деформации методом спеклинтерферометрии [4] фиксировалось поле векторов смещений точек на поверхности образцов.

Для выявления характера эволюции пространственно-временного распределения деформации в образце исследовалась локальная деформация в очагах макролокализации в процессе пластического течения. Определялись как интегральная величина локальной деформации удлинения $\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}^{sum}$ путем суммирования компоненты $\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}$ тензора пластической дисторсии по площади, занимаемой очагом локализации, так и прирост локальной деформации $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}$ в этом очаге с течением времени. Это позволило выделить несколько зон интенсивной локализации деформации. В этих зонах определялся прирост локального удлинения $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}$ как разность величин $\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}^{sum}$ через каждые 0,2 % общей деформации.

Количественной характеристикой картины макролокализации пластического течения является пространственный период локализации деформации λ — расстояние между соседними очагами локализации деформации. Для его более точного определения использовался спектральный анализ наблюдаемых распределений компоненты $\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}$ тензора пластической дисторсии.

Представленные в настоящей работе данные позволяют сделать вывод, что именно согласованное периодическое изменение пространственного периода локализации деформации λ и прироста деформации в очагах локализации $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}_{xx}$ определяет неустойчивость процесса пластического течения на параболической стадии, которая сопровождает формирование одного очага локализации — будущей шейки.

Использование некоторых идей синергетического подхода к эволюции диссипативных структур в процессе развития деформации [5] позволяет объяснить наблюдаемую

перестройку пространственно-временных картин локализации деформации на параболической стадии пластического течения сплавов циркония. Можно полагать, что перестройка стационарного режима, установившегося на стадии, соответствующей участку параболической кривой с $n \approx 0,5$, означает потерю устойчивости текущего равновесия, в результате чего возникает новый периодический режим, называемый предельным циклом.

Полученные в настоящей работе экспериментальные данные о периодическом характере изменения пространственного периода локальных деформаций и их интенсивности при пластическом течении сплавов циркония позволяют выявить некоторые общие закономерности эволюции неравновесной системы на завершающих стадиях процесса. Пластическое течение на параболической стадии деформационного упрочнения при $n<0,5$ сопровождается потерей устойчивости, характеризующейся периодическим изменением пространственного периода макролокализации деформации λ, коррелирующим с периодическим изменением прироста локального удлинения $\Delta\varepsilon_{ЛК}$ в очагах локализации. Колебательный режим, характеризующий неустойчивость локализации пластического течения на завершающей стадии деформирования, можно описать фазовой траекторией, являющейся предельным циклом, устойчивость которого определяется способностью материала к пластическому формоизменению.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ номер 21-19-00075.

1. A.V. Dobromyslov, N.I. Taluts, Synthesis of Zr-Zn alloys from elemental powders by severe plastic deformation under pressure, Materials Characterization, Vol. 156, 2019, P. 109848.
2. Zuev LB, Barannikova SA. Autowave Physics of Material Plasticity. Crystals. 2019; Vol. 9(9), P. 458.
3. Zuev, Lev B., Zykov I, Barannikova S.A. On Technological Uses of Local Strain Patterns of the Commercial Zr-Nb Alloys.” Advanced Materials Research, 2014, vol. 1040, pp. 113–118.
4. С. Ю. Заводчиков, Л. Б. Зуев, В. А. Котрехов. Металловедческие вопросы производства изделий из сплавов циркония. Новосибирск: Наука, 2012. - 252 с.
5. Арнольд В. И. Теория катастроф. М.: УРСС, 2004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-275

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СКОРОСТЬ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКА В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

[1]Колосов С.В., [1]Надежкин М.В., [1]Никонова А.М., [1,2]Баранникова С.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Проблема поиска новых закономерностей в поведении физических характеристик металлов при различных воздействиях – одна из важнейших в физике твердого тела. В научных исследованиях и технике ультразвук используется, например, для выявления нарушений сплошности металла типа трещин, дефектов сварки и т.д. В последнее время интерес к нему еще более возрос, поскольку установлена связь между акустическими и прочностными свойствами металлов [1]. Скорость распространения ультразвуковых волн в твердых телах функционально связана с модулями упругости, которые в свою очередь определяются силой взаимодействия между соседними атомами в кристаллической решетке. К настоящему времени хорошо изучены и широко применяются методы исследования напряженно деформированного состояния поликристаллов, основанные на явлении внутреннего трения, проявляющегося в зависимости от затухания и скорости распространения акустических волн от ее амплитуды. Измерение скорости распространения ультразвуковых волн в чистых металлах исследовано достаточно полно, и экспериментальные результаты описываются теорией дислокационной струны Гранато – Люкке. Сложнее дело обстоит со сплавами, поскольку здесь на дислокационные эффекты накладываются другие структурные факторы на разных уровнях. Поведение такой характеристики, как скорость ультразвука V_s при термомеханических воздействиях на металл, окончательно не выяснено.

В настоящей работе получены данные о зависимостях V_s от величины общей деформации и действующих напряжений вплоть до разрушения сплава Fe-Ni-Cr в интервале температур 180 … 318 K. Исследование влияния температуры на акустические характеристики сплавов необходимо для повышения точности выявления дефектов при ультразвуковом контроле. Образцы с размерами рабочей части 40×5×2 мм растягивались на испытательной машине «Instron-1185» со скоростью $3{,}3\cdot10^{-4}$ $с^{-1}$ при температурах 318, 297, 270, 254, 227, 211, 180 K. Температура испытания задавалась скоростью продувки рабочей камеры, где находился образец при испытании, парами азота из сосуда Дьюара и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, спай которой контактировал с образцом. Температурный интервал выбирался с учетом возможности реализации в материале прямого γ→α’ мартенситного превращения []. Одновременно с регистрацией кривых нагружения измерялась скорость ультразвуковых релеевских волн с использованием раздельно-совмещенного датчика, состоящего из установленных в одном корпусе излучающего и приемного пьезопреобразователей на основе пьезокерамики ЦТС-19 с резонансной частотой 5МГц [1]. Синхронно с измерениями скорости ультразвуковых волн проводили магнитофазовый анализ образцов (определение объёмной доли феррита) с помощью многофункционального вихретокового прибора МВП-2М (ферритометра).

Анализ изменения скорости распространения ультразвука в зависимости от температуры при величине общей пластической деформации e = 0; 0,05; 0,1; 0,015; 0,2; 0,25; 0,3 показал, что в исследуемом температурном диапазоне зависимости V_s (T) имеют линейный характер

$$V_s = V_{S_0} + \gamma T \ , \qquad (1)$$

где γ = 4,8 м/(с·K) – коэффициент. Коэффициенты корреляции зависимостей $V_s(T)$ составили ~0,97. Уменьшение температуры испытаний с 297 до 180 К вызывает изменение скоростей $(V_s - V_0)/V_0$ на 18 % в недеформированном образце и на 16 % – в деформированном (e = 0.3), где V_0 – скорость звука в недеформированном материале при комнатной температуре (рис. 1). Измерения, проведенные на протяжении всего процесса растяжения

образцов сплава Fe-Ni-Cr, привели к обнаружению зависимостей скорости распространения ультразвука V_s и объёмной доли мартенсита (образованного в результате γ-α'-фазового превращения) от величины действующего напряжения. На начальном этапе деформирования до предела текучести изменения скорости ультразвука незначительны, в то время как после перехода к пластической деформации происходит резкое изменение V_s . Спаду деформирующей силы в конце процесса растяжения, связанному, как известно, с образованием макроскопической шейки, соответствует небольшое возрастание V_s. Рост скорости распространения в этой области деформации указывает на предкритическое состояние деформируемого материала.

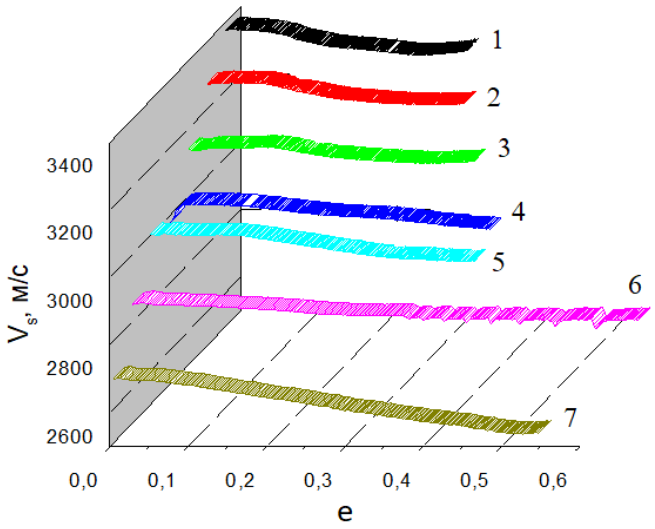


Рис. 1. Изменение скорости ультразвука с ростом общей деформации при температурах: 318 К (7), 297 К (6), 270 К (5), 254 К (4), 227 К (3), 211 К (2), 180 К (1)

Исследования изменения скорости ультразвука в процессе растяжения сплава Fe-Ni-Cr в широком интервале температур 180…318 K показали, что понижение температуры оказывает существенное влияние на скорость распространения ультразвуковых волн в образцах. Увеличение скорости распространения ультразвуковых волн в недеформируемых образцах с понижением температуры может быть связано с тем, что скорость ультразвуковой волны в металле определяется упругими модулями, которые увеличиваются с понижением температур, а также возникновениям напряжений сжатия, возникающих в образце на фоне существенного изменения коэффициента линейного расширения в исследуемом температурном интервале. Установлено, что в деформируемых образцах зависимости скорости распространения ультразвука от величины действующего напряжения имеют сигмоидальную форму и коррелируют с изменениями объёмной доли α′-мартенсита. Определены напряжения, соответствующие максимальному росту α'-фазы и спаду скорости ультразвука.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011 и частично при поддержке гранта РФФИ, проект 20-08-00305_а.

1. Скорость звука и структура сталей и сплавов / В.В Муравьев, Л.Б. Зуев, К.Л. Комаров. Новосибирск, Наука. – 1996. – 184 с.
2. От макро к микро. Масштабы пластической деформации / Л.Б. Зуев, С.А. Баранникова, А.Г. Лунев. Новосибирск, Наука. – 2018. – 132 с.

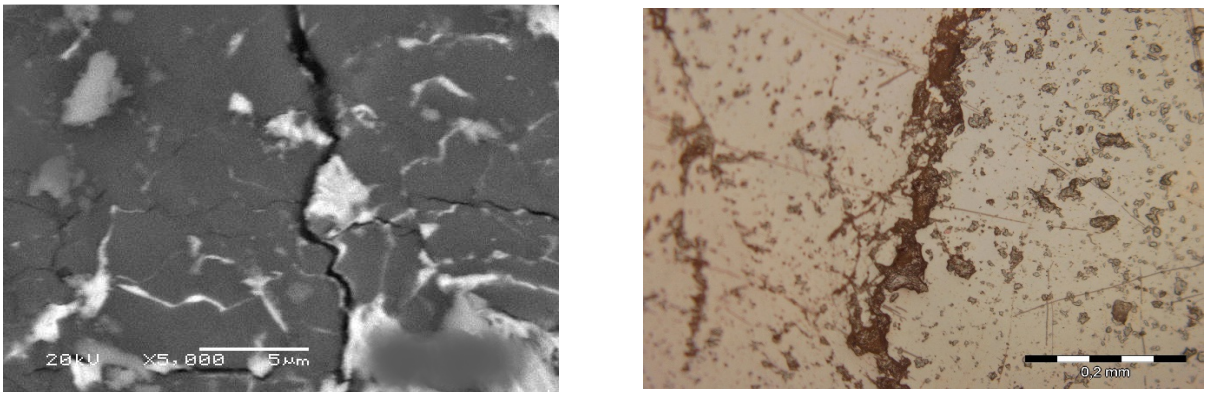
DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-276

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Кочанов А.Н.
Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва

Для изучения структурных изменений в условиях динамического воздействия, а также оценки прочностных характеристик горных пород были проведены экспериментальные исследования с применением современных методов физического эксперимента: оптической, и растровой электронной микроскопии, ультразвукового контроля, прямых испытаний на прочность, результаты которых отражены в работах [1-5]. Специфика исследований заключается в том, что в экспериментах в качестве внешнего воздействия используется воздействие взрывного типа, и отдельные методики проведения экспериментов позволяли оценивать структурные изменения с расстоянием от источника воздействия. С течением времени появились новые аспекты понимания полученных результатов, в том числе их значимости, и в этой связи в настоящем докладе они анализируются с позиций микромеханики разрушения.

Горные породы в абсолютном большинстве представляют собой поликристаллические или гетерогенные природные минеральные системы, состоящие из совокупности отдельных элементов - зерен различных минералов, имеющих, как правило, различные упругие и прочностные характеристики. Важным элементом структуры материала являются микротрещины, существующие или возникающие на ранних этапах деформирования, и определяющие развитие процесса разрушения. Для изучения образования микротрещин в горных породах выполнены экспериментальные исследования, в ходе проведения которых осуществлялось динамическое воздействие на образцы и затем выполнен анализ поверхности образцов с помощью электронной и оптической микроскопии (Рис.1).



а б

Рис. 1. Микротрещины в граните по данным электронной (а) и оптической микроскопии (б)

Для оценки начальной структурной поврежденности образцов использовался ультразвуковой метод с определением скорости продольных волн. Практически все образцы горных пород характеризовались различными значения по скорости продольных волн в локальных объемах. Учитывая этот факт, можно оценивать начальную поврежденность образцов показателем, который вводится как квадрат отношения измеренной скорости Ср в данной области образца к максимальной скорости Cp_{max} для данного типа горной породы: $\psi_0 = (Cp/C_{pmax})^2$. Значения показателя начальной поврежденности, например, в локальных объемах образца песчаника изменялись в диапазоне $\psi_0 = 0{,}2\text{-}1{,}0$.

При проведении экспериментов по взрывному воздействию масса заряда подбиралась с таким расчетом, чтобы исключить разрушение образцов на отдельные фрагменты.. Ультразвуковые измерения осуществлялись непосредственно до и после взрыва на разном

расстоянии от заряда. Оценка прочностных свойств образцов после взрыва осуществлялась методом раскалывания, который предусматривал определение предела прочности при одноосном растяжении в любом заданном сечение образца. Основные результаты исследований отражены в работе [3, 5], где установлены изменения скорости продольной волны и прочности с расстоянием от источника взрывного воздействия за счет развития микротрещин. Размер области, экспериментально определяемый по изменению скорости продольных волн, зависит от параметра ψ_0.

В качестве примера результаты эксперимента в виде распределения значений скорости до и после взрывного воздействия в пластине гранита размером 40х40х7 см, эпицентр которого находился в точке № 6, представлены в таблице 1. Расстояния между точками прозвучивания составляло 3 см. До взрывного воздействие наблюдается распределение значений скорости по длине образца в диапазоне значений 6550-6770 м/с, а после взрывного воздействия минимальное значение скорости в эпицентре составляет 6180 м/с.

Таблица 1. Распределение значений скорости продольных волн (м/с) в образце гранита до и после взрывного воздействия

№	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
До	6590	6600	6550	6770	6760	6730	6600	6580	6670	6720	6750
После	6370	6480	6400	6390	6270	6180	6220	6360	6450	6570	6540

В таблице 2 представлены результаты измерений относительного изменения скорости после двух микровзрывов с эпицентрами в точках №4 и №9, расположенных на расстоянии 15 см друг от друга. В результате взрывного воздействия №1 максимальное снижение скорости составляет эпицентре 10,2%. После второго микровзрыва наблюдается относительное снижение скорости до 18% на значительном расстоянии от его эпицентра, что позволяет утверждать, что микроструктурная поврежденность горных пород оказывает значительное влияние на результаты взрывного воздействия.

Таблица 2 Распределения значений относительного изменения скорости продольных волн (%) по данным ультразвуковых измерений после взрывного воздействия

№	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
После взрыва №1	9,5	9,8	5,2	10,2	9,9	5,6	5,8	4,8	2,5	0	0	0	0	0
После взрыва №2	9,5	9,8	5,2	18	15	10	5,8	5	5	4,8	4,8	4,8	2	0

Результаты, полученные с помощью рассмотренных экспериментальных методик, развивают положения о горных породах как структурно-неоднородной среде применительно к процессу динамического разрушения на стадии развития микротрещин (предразрушения), что имеет принципиальное значение для уточнения механизма этого процесса.

1. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Закономерности взрывного предразрушения в горных породах как структурно-неоднородной среды под действием волн напряжений // Сб. тез. докл. Международной конференции «Физическая мезомеханика многоуровневых систем. Моделирование, эксперимент, приложения». Томск, ИФПМ СО РАН. 2014.С.412–413.

2. Кочанов А.Н. Влияние структуры горных пород на сценарий их разрушения // Сб. тез. докл. Международной конференции «Перспективные материалы с иерархической структурой для новых технологий и надежных конструкций» Томск, 2017. ИФПМ СО РАН. 2014.С. 160–161.

3.Александров В.Е., Кочанов А.Н., Левин Б.В. О взаимосвязи акустических и прочностных свойств пород в зоне предразрушающего действия взрыва // ФТПРПИ. 1987. №4. С. 45–48.

4. Викторов С. Д., Кочанов А.Н. Развитие микротрещин при динамическом разрушении горных пород // Изв. РАН. Сер. Физ. 2015. Т.79. №6. С. 829–831.

5. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Изучение процессов свободной разгрузки образцов горных пород после взрывного нагружения // ФТПРПИ. 2004. №2. С. 52–57.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-277

ПРЯМАЯ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ С УЧЕТОМ ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН

Курмоярцева К.А., Трусов П.В.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Комплексное изучение процессов деформирования и разрушения металлов и сплавов является необходимым для повышения эксплуатационных характеристик деталей и конструкций. В процессе деформирования значительно изменяется внутренняя структура материала, что влияет на его прочностные свойства. Математические модели, основанные на физических теориях упругопластичности, позволяют вводить внутренние переменные, отражающие состояние и эволюцию внутренней структуры материала, в том числе дефектной. Преимуществами данного подхода является введение напрямую физических механизмов деформирования и разрушения, присущих целым классам материалов, что обеспечивает универсальность модели для описания различных условий нагружения. В частности, использование континуального описания дислокаций на системах скольжения позволяют явным образом учитывать физические причины и носители механизмов эволюции внутренней структуры материала. Целью данного исследования является разработка прямой дислокационно-ориентированной математической модели для описания процессов деформирования и разрушения, в том числе – зарождения и развития микротрещин в результате эволюции внутренней дефектной структуры материала.

Рассматривается поликристаллический агрегат, являющийся макроскопическим представительным объемом, каждое из зерен делится на части (кристаллиты); последние рассматриваются в качестве элементов моделирования, для которых формулируются все соотношения модели. Выделяются несколько структурных уровней для описания различных физических процессов деформирования и разрушения. Вводится уровень описания упругого и пластического деформирования кристаллитов. Переменными на данном уровне являются континуальные механические характеристики – скорости сдвигов по системам скольжения (СС), скорости деформаций, напряжения. Определяющим соотношением данного уровня принят гипоупругий закон с использованием несимметричной индифферентной меры скорости деформации [1], которую в общем случае можно разложить на упругую, пластическую и температурную составляющие. Пластическая составляющая определяется суммированием скоростей сдвигов по всем системам скольжения кристаллита $\mathbf{z}^{in} = \sum_{k=1}^{n} \dot{\gamma}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)}$, где $\dot{\gamma}^{(k)}$ – скорость сдвига в k-й СС отдельного элемента, $\mathbf{b}^{(k)}$ и $\mathbf{n}^{(k)}$– единичные векторы направления скольжения и нормали плоскости скольжения. Скорость сдвига определяется с использованием модифицированного уравнения Орована, с учетом разделения дислокаций на положительные и отрицательные (в зависимости от расположения экстраплоскости):

$$\dot{\gamma}^{(k)} = \dot{\gamma}_{+}^{(k)} + \dot{\gamma}_{-}^{(k)} = b^{(k)} \rho_{+}^{(k)} v_{+}^{(k)} - b^{(k)} \rho_{-}^{(k)} v_{-}^{(k)},$$

где $b^{(k)}$ – модуль вектора Бюргерса, $\rho_{\pm}^{(k)}$, $v_{\pm}^{(k)}$ – плотности и скорости движения положительных/отрицательных дислокаций соответственно. Вычисленное на данном уровне напряжение передается на нижележащий структурный уровень для определения, действующего в k-й СС касательного (сдвигового) напряжения, которое входит в условие активации и соотношение для определения скоростей движения дислокаций. Эволюция плотностей дислокаций рассматривается на более тонком структурном уровне.

На уровне описания эволюции плотностей дислокаций переменными являются плотности дислокаций и скорости их движения. Скорости движения дислокаций определяется с учетом температуры, действующих и критических напряжение сдвига на соответствующей СС и длины свободного пробега дислокаций. Изменение плотностей дислокаций происходит за счет таких механизмов, как зарождение новых (в результате работы источников Франка – Рида), аннигиляция разноименных дислокаций близких систем скольжения, притока и оттока дислокаций из соседних элементов (кристаллитов):

$$\dot{\rho}_{\pm}^{(k)} = \dot{\rho}_{nuc\pm}^{(k)} - \dot{\rho}_{ann}^{(k)} + \dot{\rho}_{\mathrm{infl}\pm}^{(k)} - \dot{\rho}_{\mathrm{outfl}\pm}^{(k)} .$$

Для каждого из слагаемых правой части записывается соответствующее эволюционное уравнение. Для описания зарождения новых дислокаций вводится плотность источников с соответствующими условиями их активации. Соотношение для учета аннигиляции дислокаций на близких СС учитывает характерный масштаб аннигиляция, который в общем случае зависит от температуры. Для описания потоков дислокаций через границу рассматриваемых фрагментов на начальном этапе определяются СС, которые пересекают границу элемента. Далее устанавливается наиболее энергетически выгодная СС соседнего элемента для перехода (с учетом совместности пластических деформаций на границе) [2]. Соседние рассматриваемые кристаллиты могут иметь различную ориентацию кристаллической решетки, в этом случае при переходе дислокаций возможно образование дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН), которые влияют на упрочнение СС. Приток и отток дислокаций, а также образовавшиеся ДОН в границе связанны балансовым уравнением. За счет включение в рассмотрение потоков дислокаций между элементами (кристаллитами) возможно описать неоднородность распределения дислокаций внутри одного зерна и, следовательно, определить области скопления дислокаций.

На данном этапе для описания зарождения микротрещин принимается механизм Стро [3]. С использованием параметров внутренней структуры материала, в частности, плотностей дислокаций, формулируется критерий зарождения микротрещины – достижение критической плотности дислокаций на одной из системы скольжения, которое ассоциируется со скоплением дислокаций. При выполнении критерия зарождения микротрещины элемент переходит в разрушенное состояние и теряет способность воспринимать определенные нагрузки. Для описания разрушенного состояния используется введение фиктивных сил, которые освобождают элемент с микротрещиной от напряжений и устраняют его сопротивления растягивающим воздействиям.

Подмодель формирования микротрещин интегрирована в разработанный на кафедре ММСП ПНИПУ комплекс программ, предназначенный для решения задач исследования процессов термомеханической обработки металлов. Реализовано ядро математической модели, включающей основные определяющие и эволюционные соотношения, включая модуль для описания эволюции дислокационной структуры. Структура комплекса предполагает возможность его расширения, модификации модели для учёта различных механизмов деформирования и физических эффектов.

Проведен ряд вычислительных экспериментов по упругопластическому деформированию монокристаллического медного образца простым сдвигом для различных ориентаций кристаллографической решетки. Исследовались скорости движения дислокаций и эволюция плотностей дислокаций за счет зарождения новых дислокаций и аннигиляции на близких СС и их влияние на процесс деформирования образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №17-19-01292).

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. — Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. — 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV.

2. Кондратьев Н.С., Трусов П.В. О мере разориентации систем скольжения соседних кристаллитов в поликристаллическом агрегате // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2012. – № 2. – С. 112- 127.

3. Stroh A. N. The formation of cracks as a result of plastic flow // Proc. R. Soc. Lon. Ser. –1954. – A 223. – Pp. 404–414.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-278

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ И ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Mg-Y-Nd

[1]Легостаева Е.В., [1]Ерошенко А.Ю., [1,2]Лугинин Н.А., [1]Белявская О.А., [2,3]Вавилов В.П., [3]Скрипняк В.А., [2]Чулков А.О., [3]Козулин А.А., [3]Скрипняк В.В., [4]Schmidt J., [1,2]Шаркеев Ю.П.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[4]Innovent Technology Development, Jena

Использование сплавов на основе магния в качестве клинических имплантатов для сердечно-сосудистой, скелетно-мышечной и общей хирургии известно давно. Одним из преимуществ является близкие значения модуля упругости сплавов на основе магния, которые составляют 40-45 ГПа, к модулю упругости кости. Легирование магния редкоземельными металлами (РЗМ или rare earth, RE), такими как Y, Nd, Gd, Ce, Dy и др. приводит к улучшению прочностных характеристик, повышению пластичности и коррозионной стойкости [1]. Однако в ряде случаев достигаемый уровень прочностных свойств не всегда отвечает необходимым требованиям, что ограничивает их применение в имплантологии. Применение различных деформационных обработок, в том числе, прокатка, штамповка, экструзия, кручение под давлением, РКУ-прессование *abc*-ковка и т.д. позволяет значительно повысить прочностные свойства сплавов на основе магния.

Для успешного практического использования сплавов на основе магния, разработки конструкций и изделий для медицины и техники необходимо понимание процессов пластической деформации и разрушения, происходящих при различных видах нагружения. Особую роль здесь играет явление локализации деформации, поскольку оно определяет процессы деградации и разрушения реальных изделий во время эксплуатации

Целью настоящей работы было изучение и анализ закономерностей накопления и диссипации энергии в процессе пластической деформации при квазистатическом растяжении образцов сплава системы Mg-RE(Y, Nd) в рекристаллизованном и экструдированном стояниях с использованием инфракрасной термографии.

В работе исследовали коммерческий магниевый сплав системы Mg-Y-Nd состава:(wt.%): Mg 95,0; Y 2,9; Nd 1,3; Fe 0,2; Al <0.6. Для получения оптимальных механических свойств сплав подвергали деформационной обработке экструзией со степенью деформации $e=1,3$. Рекристаллизованное состояние в сплаве получали отжигом при температуре 510 °C в течение 6 часов в аргоне с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктура сплава в экструдированном состоянии представлена матричными зернами на основе α-твердого раствора (ГПУ-решетка) магния, по границам и внутри которых, наблюдаются наноразмерные (100-500 нм) частицы интерметаллидной фазы системы Mg.Y. Характер микроструктуры бимодальный. На оптических изображениях наблюдаются два типа структурных элементов: зерна со средним размером 15 мкм и более мелкие зерна со средним размером до 1 мкм, которые образуют текстурированные «полосы». В рекристаллизованном состоянии микроструктура сплава достаточно однородная по объему образца и представляет собой равноосные зерна основной α-фазы магния со средним размером 35 мкм.

Механические испытания выполнялись на универсальном сервогидравлическом испытательном стенде Instron VHS 40/50-20 (“INSTRON”, Великобритания). Эксперименты по одноосному растяжению плоских образцов проводили с постоянной скоростью деформации 0,01 $с^{-1.}$ Измерительная тепловизионная система FLIR SC 7700M была использована для измерения температурного поля на поверхности образцов, их размеров и формы (образование шейки) в процессе деформирования, что позволило получить истинные деформационные кривые, а также оценить работу пластической деформации, удельное количество теплоты, рассеявшееся в процессе деформирования, и поглощенную энергию в

процессе пластической деформации. Методика расчета перечисленных параметров подробно описана ранее в [2].

По диаграммам «инженерное напряжение – инженерная деформация» были определены следующие предельные прочностные характеристики сплава Mg–Y-Nd в условиях одноосного растяжения: условный предел текучести σ_{02}, предел прочности $\sigma_в$, максимальная пластическая деформация до разрушения ε_f. Для сплава Mg-Y-Nd в рекристаллизованном состоянии σ_{02} =150 МПа, $\sigma_в$ = 230 МПа, ε_f=12%, а в экструдированном состоянии σ_{02} =220 МПа, $\sigma_в$ = 340 Мпа и ε_f=21%.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что измельчение зерна в процессе экструзии сопровождается повышением условного предела текучести, предела прочности сплава Mg-Y-Nd ≈ в 1,5 раза, и изменению закономерностей деформационного упрочнения при квазистатическом растяжении. Кроме того, при растяжении сплава Mg-Y-Nd в экструдированном состоянии ≈ в 1,75 раза увеличивается деформации до разрушения ε_f по сравнению сплавом с рекристаллизованном состоянием, что согласуется с результатами исследования других авторов магниевых сплавов МА2-1 и WE43 после ИПД [3, 4].

Анализ полученных данных показал, что удельная работа пластической деформации при растяжении сплава в экструдированном состоянии в 2 раза выше, по сравнению рекристаллизованном состоянием, что обусловлено его более высокой пластичностью. Предельная удельная работа пластической деформации вплоть до разрушения составляет соответственно 20 и 45 МДж/м^3 для экструдированного и рекристаллизованного состояний сплава.

Для образцов сплава Mg-Y-Nd как в экструдированном, так и в рекристаллизованном состояниях, количество выделившейся при деформации теплоты неравномерно на разных участках деформирования. На начальном этапе деформирования, до ε_{true} ~ 0,03-0,04, практически 100 % работы пластической деформации идет на изменение внутренней энергии. Это свидетельствует о способности сплава эффективно задействовать структурный канал поглощения энергии на начальном этапе деформирования независимо от его структурного состояния, что может быть связано с дисперсионным упрочнением интерметаллидными частицами. Затем, зависимости выделившейся и поглощенной энергии от деформации сплава в экструдированном состоянии ведут себя практически линейно. При этом количество теплоты, выделившееся в результате термопластического эффекта для образцов сплава в экструдированном состоянии, составляет ~ 35 % от работы пластической деформации (15 МДж/м), а остальные ~ 65% энергии (30 МДж/м^3) поглощаются сплавом.

Для сплава в рекристаллизованном состоянии перед разрушением происходит резкое повышение температуры до 45°С, а коэффициент деформационного упрочнения становиться отрицательным и составляет –3,5 ГПа, что свидетельствует о локальном разупрочнении сплава. При этом, количество теплоты, выделившееся при деформировании, составляет 60% от работы пластической деформации, и равно 12 МДж/м^3, а удельная энергия, поглощенная сплавом, составляет ~ 40 % от работы пластической деформации и равна 8 МДж/м^3.

Таким образом, деформационная обработка экструзией приводит к повышению механических характеристик и оказывает значительное влияние на закономерности деформационного поведения и накопления и диссипации энергии в процессе пластической деформации образцов сплава Mg-Y-Nd.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

1. Junxiu Chena, Lili Tana, Xiaoming Yua at. el. Mechanical properties of magnesium alloys for medical application: A review // Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. - 2018. – V. 87 – P.68–79.
2. Sharkeev Y.P., Vavilov V.P., Skrypnyak V.A. at. el. Research on the processes of deformation and failure in coarse- and ultrafine-grain states of Zr1–Nb alloys by digital image correlation and infrared thermography // Materials Science and Engineering: A. – 2020. – V.784. – P.139203.

3. Martynenko N.S., Lukyanova E.A., Serebryany V.N. at el. Increasing strength and ductility of magnesium alloy WE43 by equal-channel angular pressing // Materials Science and Engineering: A. - 2018. - V. 712. - P.625-629.
4. Козулин А.А., Скрипняк В.А., Красновейкин В.А. и др. Исследование физико-механических свойств ультрамелкозернистых магниевых сплавов // Известия Вузов. Физика. – 2014. - №9. – С.98-104.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-279

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

[1,2]Литовченко И.Ю., [1,2]Аккузин С.А., [1,2]Полехина Н.А., [1,2]Алмаева К.В., [1,2]Москвичев Е.Н.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск

Для формирования мелкозернистой структуры в метастабильной аустенитной стали 08Х18Н10Т реализованы новые термомеханические обработки, сочетающие пластическую деформацию с охлаждением в жидком азоте с последующей горячей деформацией и отжигом. Методами просвечивающей, растровой электронной микроскопии с применением дифракции обратно-рассеянных электронов, рентгеноструктурного фазового анализа и магнитных исследований изучены структурно-фазовые превращения в процессе указанных обработок.

Показано, что в условиях деформации с охлаждением до температуры жидкого азота с истинной деформацией $e = 0{,}2$ в стали формируется ламельная деформированная структура с объемной долей α′-мартенсита ≈ 70%. Последующая теплая деформация с $e = 0.4$ при 600 °С, приводит к частичному обратному α′ → γ превращению в условиях пластической деформации. При меньших температурах теплой деформации обратное превращение не реализуется.

В условиях теплой деформации формируется мелкозернистая структура с высокой долей малоугловых границ и повышенной плотностью дислокаций. Обратное превращение реализуется бездиффузионным (мартенситным) механизмом, при этом содержание α′-мартенсита снижается до ≈ 50%.

Механические свойства материала на разных этапах обработок изучены в процессе испытаний на растяжение при комнатной температуре. Показано, что обработки, сочетающие низкотемпературную и последующую теплую деформацию, приводят к увеличению предела текучести стали более чем 1250 МПа. Дополнительный отжиг (после теплой деформации) обеспечивает более полное (до 85–93%) превращение мартенсита в аустенит и позволяет сохранить мелкозернистую структуру. После отжига доля большеугловых и двойниковых границ в аустените увеличивается. В этих условиях в формировании особенностей микроструктуры участвует диффузионный механизм обратного превращений мартенсит - аустенит. Плотность дислокаций в отдельных зернах существенно снижается. Отжиг после термомеханических обработок позволяет управлять характеристики прочности и пластичности за счет изменения микроструктуры и фазового состава стали. В результате достигнуты значения предела текучести ≈ 830–945 МПа при относительном удлинении ≈ 10–19%.

Обсуждаются механизмы пластической деформации и упрочнения метастабильной аустенитной стали в условиях изученных термомеханических обработок.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-280

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ОТКЛИКА ПЬЕЗОСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ С ДЕФЕКТАМИ НА ПРОХОЖДЕНИЕ УПРУГОЙ ВОЛНЫ

[1,2,3]Люкшин Б.А., [3]Уцын Г.Е.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Научно-исследовательский Томский государственный университет, Томск

[3]Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

Связь электромагнитного отклика диэлектрических материалов с параметрами волнового процесса рассмотрена в [1,2]. При наличии дефекта волновая картина меняется и, как следствие, меняется отклик. При обследовании реальных объектов отсутствуют данные о начальном состоянии объекта, поэтому в качестве контрольного предлагается использовать отклик, полученный расчетным путем. Расчетные данные в этом случае являются контрольными (эталонными), не содержат шумовых составляющих, т.к. волновой процесс моделируется происходящим в бездефектной идеализированной среде.

Электромагнитный отклик, возникающий при импульсном механическом воздействии, является следствием возбуждения акустической волны источников сигнала, при котором возникает переменное электромагнитное поле за счет изменения дипольного момента источников (двойных электрических слоев) и поляризации пьезоэлектрических включений. Поэтому параметры электрического сигнала определяются упругими и электрическими характеристиками материала, а также процессами изменения акустических волн на структурных неоднородностях и дефектах.

Предлагается использовать современные методы математического и физического моделирования и лабораторные экспериментальные методы для выявления закономерностей в связях дефектности образцов пьезосодержащих гетерогенных материалов с параметрами электрических откликов на импульсное механическое воздействие.

Экспериментальные исследования были проведены на образцах бетона в виде параллелепипедов различных размеров, имеющих включения и дефекты различной природы и геометрии. Бетон, в котором есть включения природного кварца, является пьезосодержащим материалом. Теоретические расчеты параметров волнового процесса были выполнены на основе разработанной модели с использованием схемы типа предиктор-корректор (Мак-Кормака). Далее используется математическая модель, позволяющая оценить электрический отклик на смещения и скорости смещений точек среды, содержащей пьезоэлектрические включения. Сравнительный анализ теоретических и экспериментальных данных был проведен на основе временного, амплитудно-частотного и корреляционного анализа [2].

В работе рассматривается вариант, когда в образце присутствует несколько дефектов различной природы и геометрии, анализируется влияние их расположения и взаимодействия на параметры упругой волны. Эти исследования представляют собой основу для разработки неразрушающего метода контроля однородности изделий из диэлектрических материалов по параметрам электрического отклика на импульсное механическое возбуждение [3,4].

1. Уцын Г.Е., Фурса Т.В., Люкшин Б. А. Экспериментальное и теоретическое исследование характеристик электрического отклика на упругое ударное возбуждение пьезосодержащих гетерогенных материалов// Дефектоскопия, №10, 2011.

2. Уцын Г.Е., Фурса Т.В., Люкшин Б. А. Математическая модель электрического отклика на упругое ударное возбуждение гетерогенных диэлектрических материалов, содержащих пьезоэлектрические включения// Известия высших учебных заведений, Физика, 2011, т. 54, № 10/2, с. 196-202.

3. T. V. Fursa, B. A. Lyukshin, G. E. Utsyn Relation between the Electric Response and the Characteristics of Elastic Waves under Shock Excitation of Heterogeneous Dielectric Materials with Piezoelectric Inclusions ISSN 1063-7842, Technical Physics, 2013, Vol. 58, No. 2, pp. 263–266. © Pleiades Publishing, Ltd., 2013.

4. Fursa T.V., Osipov K.Y., Lyukshin B.A., Utsyn G. E. The development of a method for crack-depth estimation in concrete by the electric response parameters to pulse mechanical excitation // Mesurment Science and Technology. - 2014 – Vol. 25. –ISSUE 5. –p. 55605.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-281

ВЛИЯНИЕ АДГЕЗИИ НА ТРЕНИЕ СКОЛЬЖЕНИЯ МЕЖДУ МЯГКИМ ЭЛАСТОМЕРОМ И ЖЕСТКИМ ИНДЕНТОРОМ

[1,2]Ляшенко Я.А., [1,3]Попов В.Л.

[1]Берлинский технический университет, Берлин

[2]Сумский государственный университет, Сумы

[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

В работе [1] нами был описан режим трения между мягким эластомером и стальным сферическим индентором, при различных радиусах индентора и глубинах индентирования в эластомер. Было показано, что во всех рассмотренных случаях внутри зоны контакта устанавливается постоянное значение сдвиговых напряжений, которые определяют силу трения. В настоящей работе мы провели серию экспериментов по изучению процессов трения в похожей системе, с тем отличием, что производилось вдавливание цилиндрического индентора. Отличие новой серии экспериментов состоит не только в другой геометрии контакта, а еще и в том, что дополнительно была рассмотрена ситуация, в которой поверхность резинового образца покрывалась тонким слоем пыли из мела, для исключения адгезионного взаимодействия. При сравнении результатов “адгезионного” и “безадгезионного” случаев становится возможным более точно проанализировать вклад адгезии в процесс трения. Все эксперименты были проведены при скорости сдвига индентора $v = 5$ мкм/с, что позволяет считать контакт квазистатическим, поскольку при такой скорости вязкоупругие эффекты становятся несущественными.

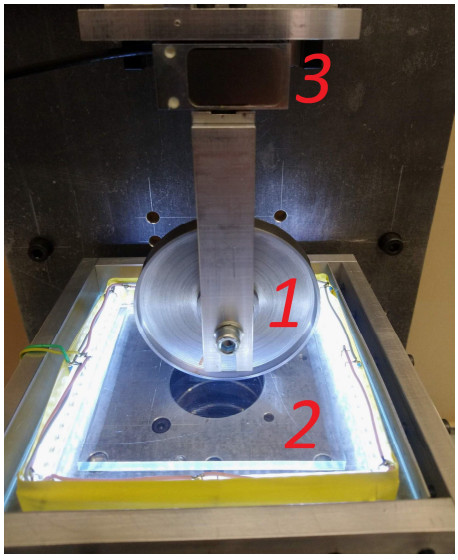


Рис. 1. Фотография области контакта между индентором 1 и эластомером 2

На рис. 1 показана фотография области контакта. Цилиндрический индентор 1 с радиусом R = 40 мм и шириной H = 11 мм был выполнен из стали. Индентор погружался в эластомер 2 (резиновый лист TARNAC CRG N3005 толщиной 5 мм) на фиксированную глубину d, после чего сдвигался в тангенциальном направлении. Сенсор силы 3 (ME K3D40) на протяжении движения измерял все 3 компоненты контактной силы. С помощью цифровой камеры сохранялись фотографии области контакта, что позволяла практически идеальная прозрачность резины в оптическом диапазоне. При анализе фотографий находилась площадь контакта (по значениям площади и контактных сил определялись величины среднего нормального давления и тангенциальных напряжений). Полученные результаты показаны на рис. 2. Здесь продемонстрированы два случая – кривые 1 и 2 отвечают ситуации, когда осуществлялся непосредственный контакт между эластомером и индентором, т.е. присутствовало адгезионное взаимодействие. Кривые 1' и 2' показывают аналогичные зависимости, но для эксперимента, в котором поверхность эластомера была покрыта тонким слоем пыли из мела, с целью “выключить” адгезионное взаимодействие. На рис. 2a показаны зависимости силы трения F_x от величины тангенциального сдвига x при двух глубинах индентирования d (0.1 мм и 0.2 мм) для “адгезионного” и “безадгезионного” случаев. На рис. 2b показан формально определенный коэффициент трения μ (отношение тангенциальной силы к нормальной), также в зависимости от величины смещения индентора x. Из сравнений всех зависимостей следует, что при наличии адгезионного взаимодействия сила трения намного выше, что говорит о дополнительной диссипации механической энергии за счет адгезионных процессов. Кривая 1 показывает случайные изменения силы трения, в то время как кривая 2, соответствующая большей глубине индентирования d, демонстрирует гораздо более устойчивое значение силы

трения. Связано это с тем, что при движении индентора в зоне контакта проходят упругие волны, хорошо наблюдаемые в эксперименте.

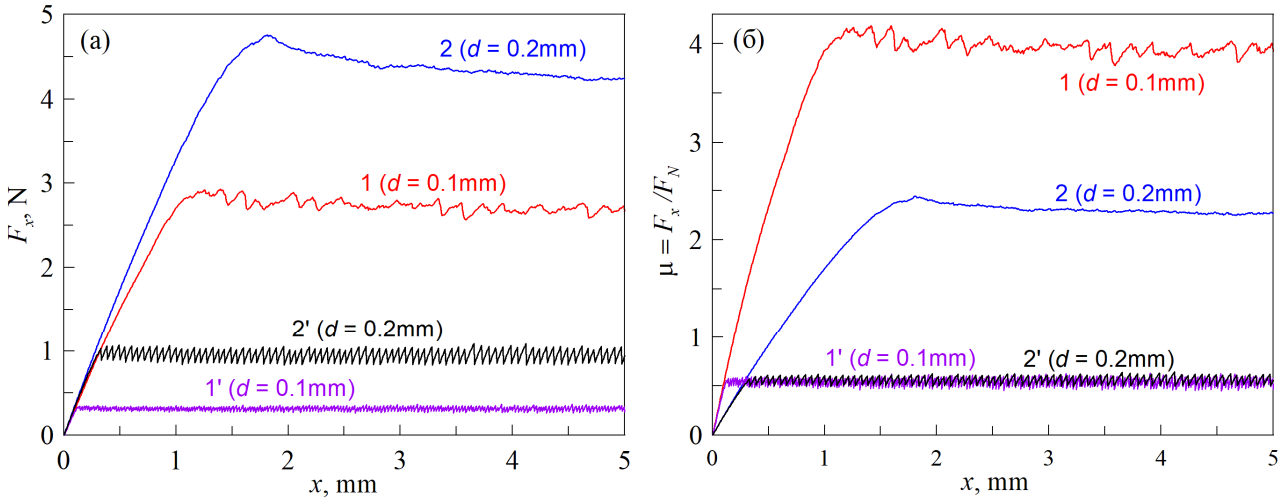


Рис. 2. Экспериментально измеренные зависимости сил трения F_x (а) и коэффициента трения μ (б) от величины тангенциального сдвига x для глубин индентирования d = 0.1 и 0.2 мм. Кривые 1 и 2 отвечают наличию адгезии между эластомером и индентором, кривые 1' и 2' показывают "безадгезионный" случай

Распространение волн похоже на распространение трещин, которые закрываются за счет адгезии между контактирующими телами – при возникновении "трещины" эластомер стремится снова прикрепиться к индентору. Прикрепляется он тем быстрей, чем больше величина контактного давления, а оно увеличивается с глубиной индентирования. Поэтому при малых глубинах индентирования волны проходят на бóльшие расстояния, а при больших глубинах индентирования "трещина" закрывается практически сразу после ее возникновения. В этом и заключается причина того, что с увеличением глубины индентирования d зависимость $F_x(x)$ становится более гладкой. В "безадгезионном" случае в обоих рассмотренных ситуациях реализуется прерывистый stick-slip режим, поскольку при возникновении "трещины" адгезия не мешает ее распространению. Частота и амплитуда stick-slip переходов зависит от глубины индентирования – частота уменьшается с увеличением d, а амплитуда растет. Такое поведение наблюдалось во многих экспериментах других авторов [2]. Из рис. 2b следует, что в случае отсутствия адгезии значение коэффициента трения $\mu \approx 0.55$ сохраняется для различных глубин d, поэтому режим трения может быть охарактеризован коэффициентом μ. Но в "адгезионном" случае коэффициент трения становится зависимым от глубины индентирования, поэтому теряет свой первоначальный смысл. Все дело в том, что в случае с адгезией, как это было показано в [1], в контакте реализуются постоянные сдвиговые напряжения τ и сила трения становится зависимой от площади контакта, а не от нормальной нагрузки на контакт. Поэтому контакт уже не может быть охарактеризован коэффициентом трения. Некоторые экспериментальные работы других авторов говорят о том, что при увеличении глубины индентирования d в "адгезионном" случае осуществляется переход от режима с постоянными значениями сдвиговых напряжений τ к режиму трения с постоянным коэффициентом трения μ. В будущем мы планируем изучить такой переход для описанной в данной работе системы.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Deutsche Forschungsgemeinschaft (проект PO 810/55-3) и "The Tomsk State University competitiveness improvement program".

1. Popov V.L., Li Q., Lyashenko I.A., Pohrt R., Adhesion and friction in hard and soft contacts: theory and experiment // Friction. 2021. doi: 10.1007/s40544-020-0482-0.
2. Dong C., Yuan C., Xu A., Bai X., Tian Y., Rippled polymer surface generated by stick-slip friction // Langmuir. 2019. Vol. 35, No. 7. P. 2878-2884. doi: 10.1021/acs.langmuir.8b04068.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-282

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМБИНИРОВАННОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ35

[1]Мишин И.П., [1]Найденкин Е.В., [1]Раточка И.В., [1]Лыкова О.Н., [1]Забудченко О.В., [2]Манишева А.И., [3]Александровский Э.К.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский томский государственный университет, Томск

[3]Национальный исследовательский томский политехнический университет, Томск

В настоящее время благодаря высокой удельной прочности и коррозионной стойкости титановые сплавы широко используются в авиакосмической и авиационной технике. Помимо высоких эксплуатационных характеристик такие сплавы также должны обладать необходимыми технологическими свойствами. Существующие сплавы, однако, достигли предела своих механических характеристик, и дальнейшее расширение направлений их использования требует качественного скачка в их свойствах и технологии производства. Поэтому, повышение эксплуатационных характеристик легких сплавов, а также поиск путей их использования при создании новой техники, в том числе для авиационной и автомобильной промышленности, представляет большой как научный, так и практический интерес. Известно, что повысить эксплуатационные и технологические свойства титановых сплавов можно путем формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации. Вместе с тем, к настоящему времени большинство таких работ проведено на примере α + β титановых сплавов, тогда как легированные сплавы псевдо β или переходного класса практически не использовались для проведения этих исследований.

В настоящей работе проведены исследования структурно-фазового состояния и механических свойств псевдо β титанового сплава Ti–15V–3Al–3Sn–3Cr–1Mo–1Zr (ВТ35) подвергнутого механо-термической обработке методом комбинированной радиально-сдвиговой и ручьевой прокатки с последующим старением. Установлено, что радиально-сдвиговая прокатка при температуре 850^{o}C приводит к разбиению исходной крупнозернистой зеренной структуры с 400 мкм до 30 мкм в поперечном сечении, при этом сохраняется фазовый состав (100% β фазы) и текстура сплава сформированные в исходном состоянии методом горячей экструзии. Следует отметить, что в результате такой обработки становится возможной последующая ручьевая прокатка сплава до больших степеней деформации (~ 98 %) при комнатной температуре. Показано, что дополнительная прокатка прутков сплава в ручьевых вальцах с достижением истиной логарифмической деформации e ~ 4,5 приводит к дальнейшему измельчению зеренно-субзеренной структуры сплава.

Последующее старение сплава при температуре 450 ^{o}C в течение 5 часов приводит к распаду пересыщенного твердого раствора β фазы с образованием пластинчатых выделений α–фазы толщиной несколько нанометров. В результате старения сплава объемная доля наноразмерной α–фазы достигает 24%, что приводит к значительному повышению механических свойств по сравнению с исходным состоянием. Так, предел прочности сплава после указанной механо-термической обработки достигает 1630 МПа при сохранении удовлетворительной пластичности (4,3%). Полученные результаты создают хорошие предпосылки для разработки сплавов переходного класса с высокими эксплуатационными и технологическими характеристиками.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-283

СТАДИЙНОСТЬ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕДНО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ ОТ СОДЕРЖАНИЯ НИКЕЛЯ

Надежкин М.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Медно-никелевые сплавы используют в качестве конструкционных при взаимодействии с агрессивными средами, работающими при повышенных давлениях и температурах. Легирование меди никелем значительно повышает механические и термоэлектрические свойства, а также коррозионную стойкость сплава. Известно, что пластическое течение материалов всегда протекает локализовано [1]. Поэтому определенный научный интерес, а также цель данной работы заключается в изучении кинетики пластичности медно-никелевых сплавов в зависимости от и содержания никеля и стадийности деформационной кривой.

Было исследовано четыре сплава меди с никелем, химический состав которых приведен в таблице 1. Испытания на одноосное растяжение с постоянной скоростью 0,2 мм/мин проводились на образцах в форме двусторонней лопатки при комнатной температуре. Образцы с размером рабочей части 50х10 мм^2 вырезались из листового проката толщиной 2 мм.

Таблица 1. Компонентный состав исследуемых медно-никелевых сплавов

Материал	Cu	Ni	Mn	Примеси
Манганин	82,1-86	2,5-3,5	11.5 - 13.5	до 0.9
Мельхиор	78,5 - 82	18 - 20	до 0.3	до 0.9
Константан	56.1 - 60	39-41	1-2	до 0.9
Монель	39-41	59-61	-	до 0.9

Расчет стадийности пластического течения проводился согласно значению показателя n уравнения Людвика [2]

$$\sigma = \sigma_0 + \theta\varepsilon^n \quad (1)$$

где σ – действующее напряжение, а θ - коэффициент деформационного упрочнения.

В зависимости от величины показателя n происходит деление на стадии пластического течения, где n=0 – соответствует площадке текучести, n=1 – линейной, а n=0,5 – параболической стадии пластического течения, при величине показателя n<0,5 – стадия предразрушения. Наличие параболической стадии деформационного упрочнения установлено экспериментально на всех исследованных материалах (см. Таблицу 2). Отмечено, что с ростом содержания никеля в сплавах начало параболической стадии смещается в сторону больших деформаций. В константане установлено наличие трех стадий деформационного упрочнения, где также присутствуют непродолжительная площадка текучести, сменяющаяся линейной стадией деформационного упрочнения.

Таблица 2. Стадийность пластического течения медно-никелевых сплавов.

Материал	Продолжительность стадии, %					
	n=0	n=1	n=0,8	n=0,6	n=0,5	n=0,4
Манганин	-	-	-	3,2-18,1	18,5-27,8	-
Мельхиор	-	-	-	1,7-23	24,5-34,8	34,8-38
Константан	0,43-0,58	2,4-15,3	19,6-29,9	-	33,4-41	-
Монель	-	-	3,5-28,4	28,4-37,2	37,2-43	-

Параболическая стадия деформационного упрочнения характеризуется стационарным распределением очагов пластического течения, где расстояние между очагами есть период локализации λ. На рисунке 1 приведено распределение периода локализации пластической деформации в зависимости от содержания никеля в сплаве.

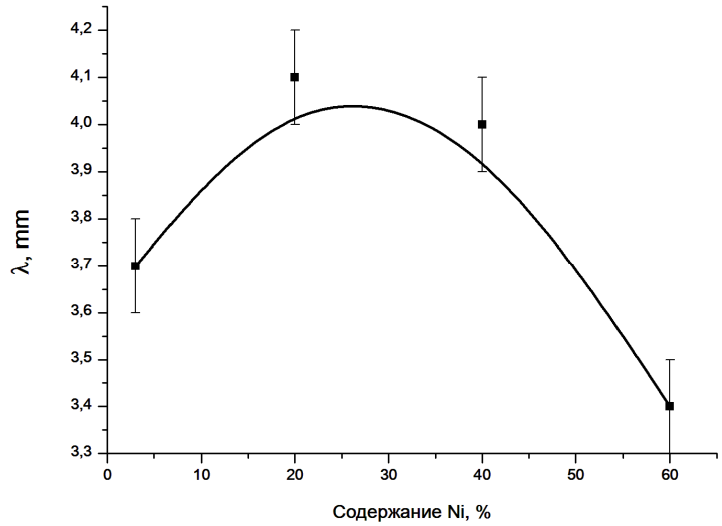


Рис. 1. Распределение периода локализации пластического течения λ на параболической стадии пластического течения в медно-никелевых сплавах в зависимости от содержания никеля

Установлено, что с ростом концентрации никеля в медно-никелевых сплавах на параболической стадии деформационного упрочнения происходит сначала увеличение, а затем уменьшение периода локализации пластической деформации λ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011, а также при частичной поддержке гранта РФФИ № 20-08-00305-А

1. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. 130 p.
2. Lunev A.G. et al. Ultrasonic and Optical Evaluation of Deformation Stages from the Beginning to Fracture: A Case Study of Low-Carbon Steels // J Nondestruct Eval. 2021. Vol. 40, № 1. P. 31.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-284

ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ

Надежкин М.В., Баранникова С.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Несмотря на продолжительную историю наблюдения эффекта прерывистой текучести, данный вопрос до сих пор не утратил актуальности и является объектом внимательного изучения рядом международных коллективов [1,2]. Известно, что макроскопическая локализация есть результат групповых скольжений дислокационных субструктур [2,3]. Для возникновения эффекта Портевена - Ле Шателье (ПЛШ) необходимо чтобы температура и скорость испытаний соответствовали диффузионным скоростям примесных атомов для закрепления дислокационных ансамблей и скорости нарастания напряжения для их отрыва и движения. Способность проявлять эффект прерывистой текучести при комнатных температурах предопределили преобладающее число исследований на алюминий-магниевых сплавах [4,5]. Однако было установлено, что квазистатическое деформирование поликристаллического никеля технической чистоты (с содержанием никеля не менее 99,5 %) также проявляет эффект прерывистой текучести при комнатных температурах [6].

Цель настоящего исследования заключается в установлении взаимосвязи характеристик прерывистого течения в зависимости от деформации и уровня напряжений поликристаллического никеля в процессе деформирования при комнатной температуре.

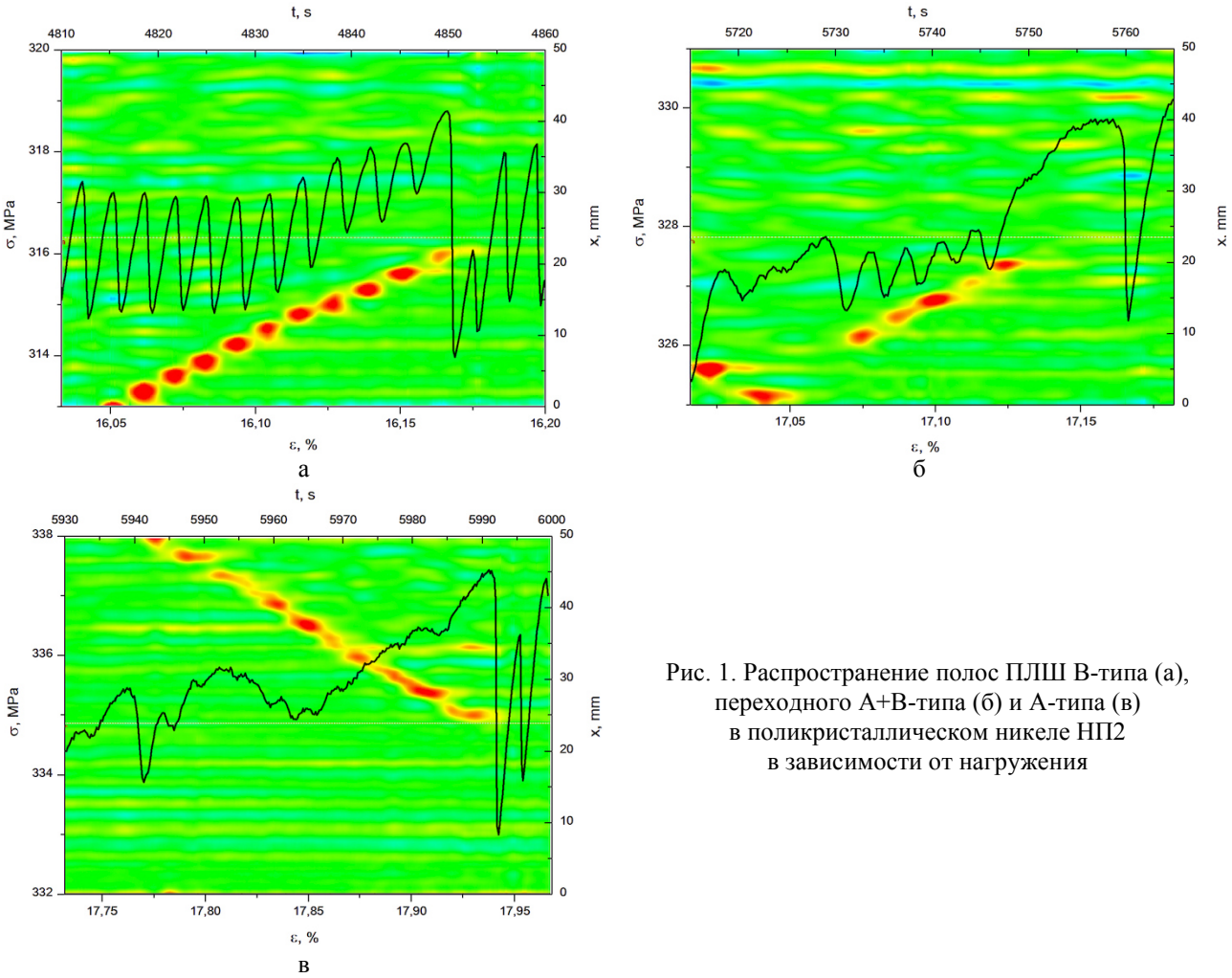


Рис. 1. Распространение полос ПЛШ В-типа (а), переходного А+В-типа (б) и А-типа (в) в поликристаллическом никеле НП2 в зависимости от нагружения

Эксперименты выполнялись на образцах из листового проката толщиной 2 мм, вырезанных в форме двусторонней лопатки. Предварительно образцы отжигались в вакууме

при температуре 900 ºС в течение 1 часа для снятия внутренних напряжений.

Проявление макроскопической неустойчивости позволяет локализовать в пространстве объемы материала подверженные в текущий момент большим деформациям, достигающие значения 0.15 % за 2 секунды деформирования с постоянной скоростью 0.1 мм/мин. Масштаб локализации порядка миллиметров дает возможность применять методику съемки цифровых спеклов DIC для наблюдения за кинетикой макролокализаций. В качестве ключевого преимущества метода можно выделить большое поле наблюдения, порядка 0.01 $м^2$, с разрешением до 5 мкм.

Одновременно с образованием сброса напряжения на деформационной кривой наблюдается зарождение фронта ПЛШ на рабочей поверхности образца (рис. 1а). На начальном участке деформирования пластическое течение материала сопровождается скачкообразным распространением полос локализации. С ростом общего деформационного напряжения происходит замедление скорости распространения полос локализации по образцу. Одновременно с замедлением полос растет величина сброса напряжения для формирования полосы локализации. Одновременно в образце может существовать только один очаг локализации, который может менять направление своего движения, а повторное прохождение полосы локализации по определенному участку образца возможно лишь при полном завершенном прохождении полосы локализации через всю рабочую площадь.

Экспериментально установлено, что первоначальное отношение скорости движения фронта локализации пластической деформации к скорости деформирования может доходить до 1000 раз. Начиная с 16.3 % общей деформации характер локализации изменяется, а именно распространение полосы ПЛШ приобретает смешанный A+B-тип (рис. 1б). С 17.7% движение полосы происходит квазинепрерывно, без периодичности в скачках напряжения на деформационной кривой (рис. 1в), что соответствует скачкам A-типа. При этом общее напряжение деформации перехода к смешанному типу скачков соответствует 320 МПа. Скорость распространения фронтов ПЛШ при этом опускается ниже значения 0.5 мм/с, что в 300 раз выше скорости движения захвата испытательной машины.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011, а также при частичной поддержке гранта РФФИ № 20-08-00305-А.

1. Пустовалов В.В. Скачкообразная деформация металлов и сплавов при низких температурах // Физика низких температур. 2008. Vol. 34, № 9. P. 871–913.
2. Cui C. et al. Portevin-Le Châtelier effect in wrought Ni-based superalloys: Experiments and mechanisms // Journal of Materials Science & Technology. 2020. Vol. 51. P. 16–31.
3. Tamimi S., Andrade-Campos A., Pinho-da-Cruz J. Modelling the Portevin-Le Chatelier effects in aluminium alloys: a review // Journal of the Mechanical Behavior of Materials. De Gruyter, 2015. Vol. 24, № 3–4. P. 67–78.
4. Bernard C. et al. Influence of Portevin-Le Chatelier Effect on Shear Strain Path Reversal in an Al-Mg Alloy at Room and High Temperatures // Exp Mech. 2017. Vol. 57, № 3. P. 405–415.
5. Reyne B., Manach P.-Y., Moës N. Macroscopic consequences of Piobert–Lüders and Portevin–Le Chatelier bands during tensile deformation in Al-Mg alloys // Materials Science and Engineering: A. 2019. Vol. 746. P. 187–196.
6. Nadezhkin M.V. et al. Macroscopic strain localization in polycrystalline nickel // AIP Conference Proceedings. AIP Publishing LLC AIP Publishing, 2020. Vol. 2310, № 1. P. 020216.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-285

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ КОВКОЙ С УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ЧАСТОТОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Cr-Mn-N СТАЛИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ РАСТЯЖЕНИИ

[1]Наркевич Н.А., [1]Дерюгин Е.Е., [1]Перевалова О.Б.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Для использования в Арктике аустенитные стали предпочтительнее сталей, относящихся к другим структурным классам, поскольку не имеют выраженного порога хладноломкости и при низких климатических температурах разрушаются вязко. Их применение ограничено высокой стоимостью никеля – основного легирующего элемента. В этой связи исследование безникелевых или с пониженным содержанием никеля сталей приобрело наибольшую актуальность [1,2].

Наиболее эффективным методом упрочнения аустенитных сталей, в которых никель заменен азотом и марганцем, является холодная пластическая деформация. Одним из ее вариантов, обеспечивающим поверхностное упрочнение, является ковка с ультразвуковой частотой (УЗК). Применение УЗК позволяет упрочнить поверхностный слой на глубину 200 мкм и, тем самым, существенно повысить предел текучести [3]. В результате деформационной обработки в структуре приповерхностного слоя образуется ε-мартенсит [3]. Наша работа посвящена исследованию влияния УЗК на свойства 16.5Cr-I8.8Mn-0.53N-0.07C стали при низкотемпературном растяжении.

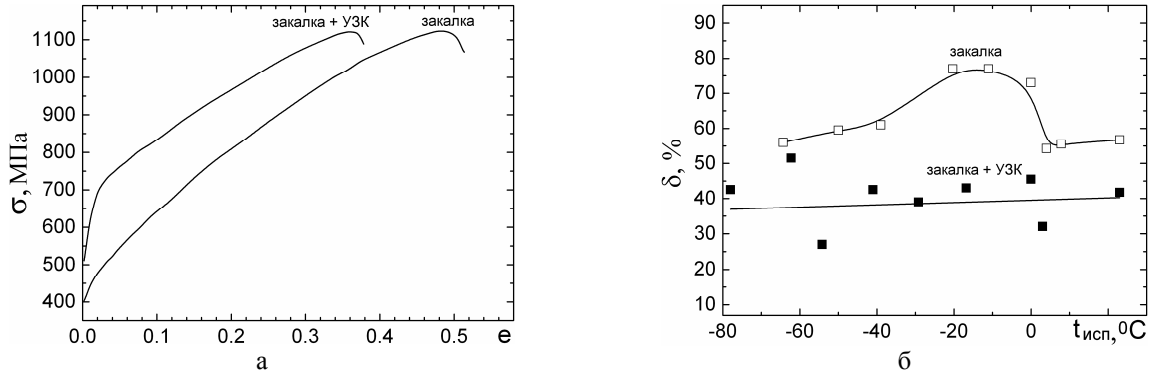


Рис. 1. Диаграммы $\sigma_{ист}$ – *e* стали 16.5Cr-I8.8Mn-0.53N-0.07C, испытанной на растяжение при 20^0C (а) и изменение относительного удлинения δ этой стали при низкотемпературных испытаниях (б)

Было установлено, что УЗК способствует увеличению сопротивления пластической деформации от начала и вплоть до разрушения, рис. 1а. Этот эффект проявляется также при испытаниях и в отрицательной температурной области. Изменение относительного удлинения при отрицательных температурах не имеет аномалии, как в случае испытаний исследуемой стали без упрочненного УЗК поверхностного слоя [4]. В температурном интервале испытаний -80...+20^0C относительное удлинение практически не изменяется, рис. 1б.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021.

1. Milititsky M., Matlock D.K., Regully A., Dewispelaere N., Penning J., Hanninen H. Impact Toughness Properties of Nickel-free Austenic Stainless Steels // Mater. Sci. Eng.: A. 2008. V. 496. P. 189–199.
2. Wang S., Yang K., Shan Y., Li L. Plastic deformation and fracture behaviors of nitrogen alloyed austenitic stainless steels // Mater. Sci. Eng.: A. 2008. V. 490. P. 95-104.
3. Narkevich N.A., Tolmachev A.I., Vlasov I.V., Surikova N.S. Structure and mechanical properties of nitrogen austenitic steel after ultrasonic forging // Phys. Met. Metallogr. 2016. V. 117. P. 288-294.
4. Narkevich N.A., Surikova N.S. Deformation behavior and structure evolution of stainless Cr-Mn-N steel during low temperature tension // Phys. Met. Metallogr. 2020. V. 121. P. 1175-1181.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-286

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ АЛЮМИНИИ

[1]Нехорошева О., [2]Шахиджанов В.С., [2]Романова В.А.
[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Формирование и эволюция деформационного рельефа в поликристаллических структурах алюминия с различной текстурой и размером зерна исследовались в условиях одноосного растяжения. Модели поликристаллических структур с текстурами и формой зерен, характерными для различных условий термомеханической обработки, были сгенерированы методом пошагового заполнения. Определяющие соотношения для технически чистого алюминия были построены в рамках физической теории пластичности с учетом геометрических особенностей дислокационного скольжения. Были проанализированы распределения интенсивностей напряжений и пластических деформаций, компоненты напряжений, деформаций и смещений в направлении перпендикулярно свободной поверхности, поля смещений и морфологические особенности формирующегося рельефа на микро- и мезоуровнях на начальном этапе растяжения. Исследованы вклады дислокационных механизмов пластичности и некристаллографических сдвигов в формирование деформационного рельефа. Проанализировано индивидуальное и комбинированное влияние формы и текстуры на характеристики деформационного рельефа и локализацию пластической деформации на микро- и мезоуровнях. На основе анализа результатов расчетов были сделаны выводы о влиянии текстуры и формы зерен на характеристики деформационного рельефа.

Работа поддержана Российским научным фондом (№20-19-00600).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-287

СОДЕРЖАНИЕ ФАЗ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ $AlMgB_{14}$, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ХИМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ

[1]Никитин П.Ю., [2]Абзаев Ю.А., [1]Матвеев А.Е., [1]Жуков И.А., [2]Волокитин О.Г.
[1]Томский государственный университет, Томск
[2]Томский архитектурно-строительный университет, Томск

$AlMgB_{14}$ – материал, имеющий очень низкий коэффициент трения (COF, 0.02-0.08) [1], высокую твердость (32 ГПа) и химическую инертность [2]. Благодаря вышеперечисленным свойствам $AlMgB_{14}$ может использоваться в качестве материалов и покрытий для повышения энергоэффективности различных установок за счет снижения износа в узлах трения. В работе [3] был предложен новый энергоэффективный метод получения $AlMgB_{14}$ в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с использованием, так называемой, химической печи на основе титана и кремния в качестве источника тепловой энергии. Авторы работы обнаружили, что продолжительность синтеза $AlMgB_{14}$ в режиме СВС в 30-180 раз быстрее продолжительности синтеза $AlMgB_{14}$ в режиме свободного спекания. Целью этой работы является определение фазового состава и полной структурной информации основных фаз материалов $AlMgB_{14}$, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в зависимости от толщины химической печи.

В работе исследовались образцы системы $AlMgB_{14}$, полученные методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза порошковой смеси $Al_{12}Mg_{17}$-B [3] с использованием химической печи на основе титана и кремния (Ti_5Si_3) толщиной 1, 2 и 3 см в атмосфере аргона. Процесс подготовки исходных материалов и их синтеза детально описан в работе [4].

Рентгеноструктурные исследования полученных материалов $AlMgB_{14}$ проводились на дифрактометре Shimadzu 6000 центра МЦКП ТГУ. Количественный фазовый анализ (КАФ) проводился методом Ритвельда. В качестве эталонов использовались решетки кристаллографической базы PDF4 и COD [5].

Результаты исследований рентгеноструктурного анализа системы $AlMgB_{14}$ в зависимости от толщины химической печи приведены в таблицах 1-3. Анализ вкладов в интегральную интенсивность отдельных фаз показал, что к основным фазам относятся $Mg_{0.5}Al_{0.5}B_2$, $MgAl_2O_4$, $MgAlB_{14}$. Установлено, что к доминирующим фазам относятся: при толщине химической печи 1 см – $Mg_{0.5}Al_{0.5}B_2$, $MgAl_2O_4$ (кубический), $MgAlB_{14}$; при толщине химической печи 2 см – $Mg_{0.5}Al_{0.5}B_2$, $MgAl_2O_4$ (кубический), $MgAlB_{14}$; при толщине химической печи 3 см – $MgAlB_{14}$, $MgAl_2O_4$ (кубический), $MgAl_2O_4$ (орторомбический).

Результаты свидетельствует, что варьируется как состав фаз, так и их количественное содержание. Однако во всех случаях в полученных материалах $AlMgB_{14}$ доминирует фаза $MgAlB_{14}$, доля которой возрастает в образцах с увеличением толщины химической печи с 1 до 2 см (таблица 1-2). С увеличением толщины химической печи в полученных материалах $AlMgB_{14}$ снижается содержание промежуточной фазы $Mg_{0.5}Al_{0.5}B_2$. Формирование $MgAl_2O_4$ обусловлено наличием оксидных пленок на частицах порошка бора, которые являются источниками кислорода для формирования шпинели $MgAl_2O_4$ в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза порошковой смеси $Al_{12}Mg_{17}$-B [3]. Однако эффект влияния кислорода снижается с увеличением толщины химической печи. Массовое содержание фазы $MgAl_2O_4$-cub снизилось в образцах $AlMgB_{14}$, полученных при толщине химической печи 2 и 3 см, до 5.57% и 5.66%, соответственно, относительно образца, полученного при толщине химической печи 1 см. При толщине химической печи 3 см в образце появилась фаза $MgAl_2O_4$ в орторомбической установке, общее содержание фаз, содержащих кислород, оказалось равным ~ 10 вес. % (таблица 3).

Таблица 1. Структурные параметры решеток и доля фаз, критерий сходимости материала $AlMgB_{14}$, толщина химической печи 1 см

Фаза	Состояние	a, A	b, A	c, A	alpfa	beta	gamma	V, A^3	Весовая доля, %
$Mg_{0.5}Al_{0.5}B_2$	Исходное	3.047	3.047	3.366	90.00	90.00	120.00	27.064	30.75
	Уточненное	3.043	3.043	3.339	90.00	90.00	120.00	26.776	
$MgAl_2O_4$-cub	Исходное	8.083	8.083	8.083	90.00	90.00	90.00	528.141	14.36
	Уточненное	8.073	8.073	8.073	90.00	90.00	90.00	526.074	
$MgAlB_{14}$	Исходное	5.848	8.115	10.313	90.00	90.00	90.00	489.419	54.89
	Уточненное	5.869	8.128	10.320	90.00	90.00	90.00	492.293	

Таблица 2. Структурные параметры решеток и доля фаз, критерий сходимости материала $AlMgB_{14}$, толщина химической печи 2 см

Фаза	Состояние	a, A	b, A	c, A	alpfa	beta	gamma	V, A^3	Весовая доля, %
$Mg_{0.5}Al_{0.5}B_2$	Исходное	3.047	3.047	3.366	90.00	90.00	120.00	27.064	0.98
	Уточненное	3.045	3.045	3.362	90.00	90.00	120.00	26.993	
$MgAl_2O_4$-cub	Исходное	8.083	8.083	8.083	90.00	90.00	90.00	528.141	5.57
	Уточненное	8.020	8.020	8.020	90.00	90.00	90.00	515.912	
$MgAlB_{14}$	Исходное	5.848	8.115	10.313	90.00	90.00	90.00	489.419	93.45
	Уточненное	5.874	8.121	10.313	90.00	90.00	90.00	491.993	

Таблица 3. Структурные параметры решеток и доля фаз, критерий сходимости материала $AlMgB_{14}$, толщина химической печи 3 см

Фаза	Состояние	a, A	b, A	c, A	alpfa	beta	gamma	V, A^3	Весовая доля, %
$MgAlB_{14}$	Исходное	5.848	8.115	10.313	90.00	90.00	90.00	489.419	90.960
	Уточненное	5.880	8.140	10.338	90.00	90.00	120.00	494.790	
$MgAl_2O_4$-cub	Исходное	8.083	8.083	8.083	90.00	90.00	90.00	528.141	5.658
	Уточненное	8.081	8.081	8.081	90.00	90.00	90.00	527.634	
$MgAl_2O_4$-orth	Исходное	2.803	9.261	9.458	90.00	90.00	90.00	245.516	3.382
	Уточненное	2.781	9.401	9.464	90.00	90.00	90.00	247.455	

Получение материалов $AlMgB_{14}$ методом СВС выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект №19-79-10042. Рентгеноструктурные исследования материалов $AlMgB_{14}$ выполнены за счет гранта Российского научного фонда, проект № 20-79-10102.

1. Cook B. A. et al. Analysis of wear mechanisms in low-friction $AlMgB_{14}$-TiB_2 coatings // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Т. 205. – №. 7. – С. 2296-2301.
2. Cook B. A. et al. A new class of ultra-hard materials based on $AlMgB_{14}$ // Scripta materialia. – 2000. – Т. 42. – №. 6. – С. 597-602.
3. Zhukov I. A. et al. The use of intermetallic Al_xMg_y powder to obtain $AlMgB_{14}$-based materials // Materials Today Communications. – 2020. – Т. 22. – С. 100848.
4. Nikitin P. Y., Matveev A. E., Zhukov I. A. Energy-effective $AlMgB_{14}$ production by self-propagating high-temperature synthesis (SHS) using the chemical furnace as a source of heat energy // Ceramics International. – 2021.
5. Электронный доступ: www.crystallography.net/search.html.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-288

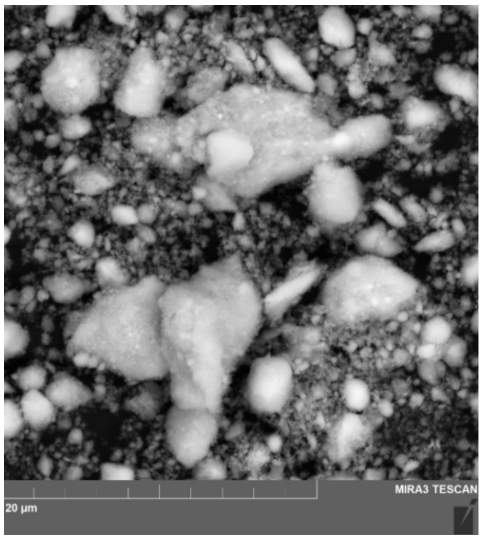
ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА ИЗНОС МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ 110Г13 ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Новицкая О.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

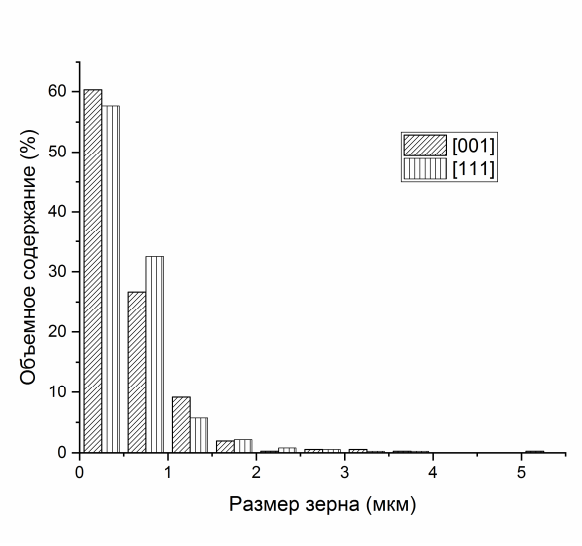
Сталь Гадфильда при активной деформации проявляет избирательность механизмов деформации в зависимости от кристаллографической ориентации и знака приложенной нагрузки. Деформация осуществляется скольжением и двойникованием. В данной работе исследуется подготовка к разрушению и механизмы износа на основе анализа переориентации в приторцевой области, структуры поверхности трения и изучения частиц износа.

Трение скольжения монокристаллов проводили на трибометре TRIBO technik при комнатной температуре по схеме «палец-диск». Деформационный рельеф, поверхность износа и частицы износа исследовались с помощью лазерного сканирующего микроскопа Olympus LEXT 4100 и растрового электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Mira 3 LMU, оснащенного прибором для дифракции обратного рассеяния электронов (EBSD), который использовался для изучения разориентаций с поверхности трения и боковой поверхности.

Исследования показали, что частицы износа можно разделить на три типа (рис. 1а). Первый – отдельные частицы и их конгломераты из слипшихся частиц размером менее 0.5 мкм, поверхности, образованны вследствие разрушения выступов неровностей поверхности на окислительном этапе износа. Второй тип – частицы от 0,5 мкм до 1 мкм, образованны в результате отслоения более крупных частиц разрушающейся контактной поверхности. Третий – частицы более 1 мкм, предположительно осколки материала, разрушенного на стадии абразивного износа. Все три типа частиц характерны для всех исследуемых ориентаций монокристаллов. Некоторое различие в распределении размеров можно отметить при анализе гистограмм распределения размеров (рис. 1б).



а



б

Рис. 1. Типичный снимок частиц износа монокристаллов стали Гадфильда (а). Диаграммы распределения размеров частиц монокристаллов с кристаллографической ориентацией:
Fn – [001], Ffric – $[\bar{1}\bar{1}0]$, Fn – [111], Ffric – $[2\bar{1}\bar{1}]$ (б)

Анализ частиц позволяет сделать вывод об абразивно-окислительном характере износа при сухом трении стали Гадфильда. Подтверждением процесса абразивного износа служат, выявляемые методом EBSD, глубинные царапины на поверхности трения. Число царапин нарастает по мере приближения к хвостовой части образца от фронтальной. Отмечено влияние разной схемы главных напряжений на процессы переориентации. Зависимость

кристаллографической ориентации на трещинностойкость монокристаллов стали Гадфильда была исследована в опытах на скретч-тестирование с одновременным фиксированием сигнала акустической эмиссии [1]. Кристаллографическая ориентация движения индентора оказывает большее влияние на образование трещин, чем плоскость скретч тестирования.

Установившийся износ определяется деформационным процессом взаимодействия выступов поверхности, окислительным износом и формированием упрочненного нанослоя. Ударно-циклический характер взаимодействия трущихся поверхностей влияет на накопление дефектов в вышележащих слоях и зарождение микротрещин. Стадия неравномерного износа состоит из отслаивания чашуек материала по трещинам. Это приводит к активизации абразивного износа царапанием, увеличению коэффициента трения и уменьшению скорости износа до дальнейшего накопления дефектов в приторцевой области (рис. 2).

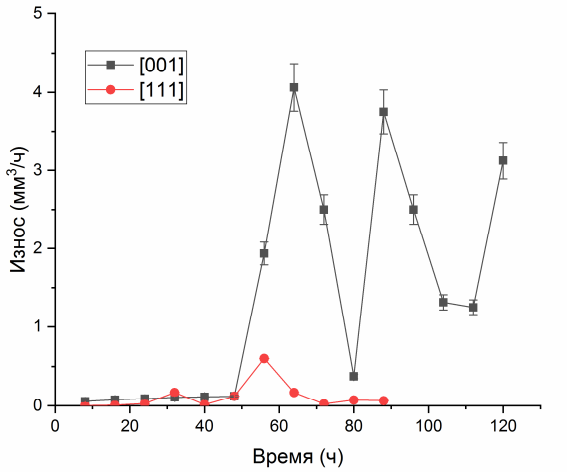


Рис. 2. Изменение во времени интенсивности изнашивания при исследовании монокристаллов стали Гадфильда с разной кристаллографической ориентацией

Таким образом, процессы трения и износа в монокристаллах стали Гадфильда определяются закономерностями деформации и подготовкой к разрушению приповерхностной области образца и стохастическими процессами абразивно-окислительного износа в поверхностном слое.

Автор выражает благодарность Чумлякову Ю.И. за предоставление образцов монокристаллов стали Гадфильда для исследований.

Исследование выполнено рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

1. Lychagin D. V., Filippov A. V., Moskvichev E. N., Novitskaia O. S. and Kolubaev E. A. Relationship between Acoustic Emission and Microcrack Formation in Single Crystals of Hadfield Steel // AIP Conference Proceedings. 2018. V. 2051. P. 020180. https://doi.org/10.1063/1.5083423.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-289

КИНЕТИКА АВТОВОЛН ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ НА СТАДИИ УСКОРЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Орлова Д.В., Данилова Л.В., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

Ранее в лаборатории физики прочности было установлено, что на протяжении всего процесса активного нагружения, начиная с предела текучести и до разрушения, происходит макромасштабное упорядочение зон локализации, которое обусловлено автоволновой природой пластической деформации [1]. Однако при изучении процесса ползучести вопрос о развитии макролокализации деформации раскрыт недостаточно.

Было обнаружено [2], что характер локализации также определяется стадией кривой ползучести. На стадии установившейся ползучести очаги локализации образуют бегущую волну, скорость которой пропорциональна скорости нарастания общей деформации. Однако характер эволюции картин локализации деформации на стадиях неустановившейся (логарифмической) ползучести и ускоренной ползучести не изучен. В тоже время стадия ускоренной ползучести так же, как и стадия предразрушения при активном нагружении сопровождается формированием шейки. Таким образом, в настоящей работе исследовали эволюцию полей дисторсии ускоренной ползучести, чтобы выяснить насколько автоволновые процессы на этой стадии аналогичны наблюдаемым на стадии предразрушения. Это тем более актуально, т.к. разрушение реальных конструкций и деталей происходит чаще всего именно при постоянной нагрузке, то есть, в режиме ползучести.

Плоские образцы технически чистого алюминия чистотой 99.85 % в форме «двойной лопатки» с размерами рабочей части 50×10×2 мм отштамповывались из пластин после холодной прокатки и подвергались рекристаллизационному отжигу при 400 С в течение 1 ч. После такой обработки размер зерна в образцах варьировался в пределах 50 мкм.

Испытания на ползучесть проводились при 300 К на универсальной испытательной машине «Walter+Bai LFM 125» при постоянной нагрузке 780Н, в ходе которого непрерывно фиксировалась общая деформация удлинения образца как функция времени $\varepsilon(t)$.

На кривой ползучести поликристаллического алюминия было выявлено три характерных участка – стадия неустановившейся (или затухающей) ползучести, стадия установившейся ползучести, стадия ускоренной ползучести. Анализ картин распределений прироста локальных деформаций на стадии ускоренной ползучести показал, что на протяжении стадии наблюдается высокоамплитудный максимум локализованной деформации. Установлено согласованное перемещение очагов макролокализации деформации к стационарной высокоамплитудной зоне. По координатам очагов локализации и их скоростям в начале стадии предразрушения было рассчитано положение полюса графиков движения очагов локализации в координатах «пространство – время». Расчетные координаты времени и места разрушения образца t = 10015 с и X = 41,61 мм удовлетворительно совпадают с реальными координатами t = 11508 с и X = 43 мм (от неподвижного захвата).

Таким образом, проявление макроскопической локализации деформации – образование шейки – предваряется сложными явлениями взаимосогласованного движения очагов локализованной пластичности на стадии предразрушения при активном нагружении и на стадии ускоренной ползучести.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-19-00075).

1. Zuev L.B., Barannikova S.A. Autowave Physics of Material Plasticity // Crystals. 2019. Vol. 9(9). P. 458-488.
2. Данилов В.И., Коновалов С.В., Зуев Л.Б. и др. Макролокализация пластической деформации при ползучести мелкокристаллического алюминия // ЖТФ. 2005. Т. 75. N 3. С. 92-95.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-290

КИНЕТИКА ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТРИП-СТАЛИ

Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Разработка высокопрочных сталей, в которых высокие степени упрочнения достигаются посредством деформационно-индуцированного аустенитно-мартенситного превращения, возродила интерес к кинетике таких превращений. Исходя из требований технологической практики, нужны достоверные данные о реализации трип-эффекта (TRIP – transformation-induced plasticity), в том числе и о характере изменения объемной доли остаточного аустенита в процессе механической обработки. Так как процессы формоизменения в трип-сталях протекают большей частью путем деформационно-индуцированного фазового превращения с образованием магнитной фазы, целью настоящей работы является исследование кинетики фронтов локализованной пластической деформации одновременно с установлением закономерностей изменений фазового состава.

Исследования проводились на образцах хромоникельмолибденовой трип-стали марки 23Х15Н5АМ3-Ш. Пластины в состоянии поставки подвергались аустенизации при температуре 1400 К в течение 1 ч с последующим охлаждением в воде. Образцы в форме двойной лопатки подвергались растяжению со скоростью 0.4 мм/мин с одновременной регистрацией полей локальных перемещений методом DIC. Изменения содержания мартенсита в образцах определялось «in situ» по результатам измерения намагниченности материала на многофункциональном вихретоковом приборе MVP-2M. Датчик магнитных измерений в течение всего времени нагружения контактировал с рабочей частью образца.

Магнитные измерения образца в ходе испытаний на растяжение позволили фиксировать процесс накопления мартенситной фазы и, соответственно, уменьшение объемной доли метастабильного аустенита с 93 до 30%. Было установлено, что изменение фазового состава происходит немонотонно.

Деформационная кривая трип-стали содержит несовершенную площадку текучести, параболическую стадию с возрастающим коэффициентом упрочнения, параболическую стадию с убывающим коэффициентом упрочнения и участок прерывистой текучести. Показано, что на всем протяжении кривой упрочнения процесс формоизменения реализуется путем зарождения и распространения деформационных фронтов. На площадке текучести происходит распространения фронтов нескольких полос Людерса, а затем формирования и распространения полос Портевена – Ле Шателье.

Установлено, что с фазовым превращением однозначно связаны только деформационные фронты полос Людерса и фронты полос Портевена – Ле Шателье, которые формируются на параболическом участке с возрастающим коэффициентом упрочнения. После перехода к участку деформационной кривой с убывающим коэффициентом упрочнения превращение затухает. Наблюдаемая далее прерывистая текучесть не связана с фазовым превращением и объясняется, по-видимому, как в стабильных аустенитных сталях двойникованием.

Дана интерпретация полученных результатов в терминах автоволн локализованной пластичности.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011 и частично поддержана грантом РФФИ № 20-08-00305-а.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-291

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОСРЕДСТВОМ ХИМИЧЕСКОГО ТРАВЛЕНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СИНТЕЗА ИЗ СПЛАВА Ti6Al4V

Павельева А.А., Храпов Д., Козадаева М.П.
Национальный Исследовательский Томский Политехнический университет, Томск

Введение. Проблема ограниченной способности к регенерации человеческого организма для костей может быть решена с помощью замены недостающей части кости специальными имплантатами [1,2]. Известно, что пористые имплантаты, изготовленные из титановых сплавов, демонстрируют выдающиеся свойства, включая низкую плотность, высокую прочность, ударную вязкость и пластичность [3]. Успешность применения имплантатов существенно зависит от их пористости, благодаря которой определяется процесс приживаемости в организме, а также прочность их фиксации [2,3]. Кроме того, наличие, форма, размер и взаимное расположение пор вносят существенный вклад в механические свойства [2,3]. Несмотря на то, что технология электронно-лучевого синтеза (ЭЛС), как одного из методов аддитивных технологий, имеет возможность производить пористые структуры с высокой точностью, изделия имеют низкое качество итоговой поверхности. В порах и на поверхностях структуры имплантатов наблюдается наличие остаточного порошка. Очевидно, что необходимая постобработка, например, химическое травление, применяемая для удаления остаточного порошка, может серьезно повлиять на свойства, и в том числе и механические, данных имплантатов. Поэтому необходимо изучить влияние различных параметров химического травления на механические свойства имплантатов.

Экспериментальная часть. Сетчатые имплантаты (далее образцы) были изготовлены на машине ARCAMA2 EBM фирмы ARCAM AB (Mölndal, Швеция). Исследуемые образцы имели форму цилиндров с общей высотой 30 мм и диаметром 15 мм. Данные цилиндры состояли из двух коаксиальных зон с различной плотностью решетки структуры. Внешняя зона являелась более плотной, тогда как внутренняя зона с наружным диаметром 11 мм являлась менее плотной, что позволяло имитировать базовое строение кости. В центре цилиндров, во всю высоту, находилось полое отверстие диаметром 5 мм. Внешняя и внутренняя зоны состояли из объемно-центрированных кубических элементарных ячеек.

Химическое травление было выбрано как метод постобработки, поскольку кислоты имеют возможность проникновения во внутренний объем образцов, что позволяет удалять частицы с внутренних поверхностей. Химическое травление проводилось в 50 мл водного раствора смеси кислот HF и HNO_3 в соотношении 1%:10% с применением магнитной перемешивающей машины. Было организовано 3 режима травления с суммарным временем травления 15 минут для каждого. Различия в режимах травления состояло во времени контакта образца и раствора кислот и, соответственно, в количестве погружений. Для каждого образца был подготовлен отдельный раствор кислот, обновление которого в процессе травления не происходило. После погружения образцов в раствор кислот проводилась трехступенчатая промывка в дистиллированной воде. В первом режиме образцы погружались в раствор кислот на 1,5 минуты с повторением погружения 10 раз. Второй режим обеспечивал 5 минутный контакт образцов с кислотным раствором, повторение данного цикла было выполнено трижды. Третий режим включал 1 погружение образцов в раствор на 15 минут.

Все образцы были подвержены механическим испытаниям на универсальной испытательной машине для одноосного сжатия INSTRON 3369, Illinois Tool Works Inc. Испытания на сжатия происходили со скоростью 0,5 мм/мин до достижения предела по высоте равного половине высоты образцов. Для каждого образца из каждой группы были рассчитаны изменения величины пористости и массы, представленные в таблице (см. табл. 1). Как видно из таблицы 1, только для образцов из группы обработанной по третьему режиму, был достигнут предел прочности, что может быть связано с нарушением целостности внешних конструкторских стеной имплантатов посредством обработки.

Таблица 1. Результаты механических испытаний для каждого режима до и после химической обработки

Параметр	До обработки	После травления		
		Режим 1	Режим 2	Режим 3
Суммарное время, мин	-	15		
Количество погружений	-	10	3	1
Время одного погружения, мин	-	1,5	5	15
Масса, г	12,33 ± 0,2	9,373± 0,3	9,543± 0,37	8,805± 0,048
Изменение пористости, %	-	18	17	22
Объем, $см^3$	3,53	3,53	3,53	3,53
Плотность ρ, $г/см^3$	3,493	2,655	2,703	2,494
Отн. плотность ρ/ρ_0 (ρ_0 = 4,43 g/cm3)	0,788	0,599	0,610	0,563
Пористость, %	22	40,1	39	43,7
Предел упругости, ГПа	2,7 ± 0,07	1,061 ± 0,05	1,086 ± 0,019	0,942 ± 0,079
Предел текучести, МПа	87 ± 0,07	71,511 ± 0,27	72,340 ± 0,24	71,897± 0,25
Предел прочности, МПа	-	-	-	208,341 ± 0,047

Результаты. Для численной оценки влияния данного этапа на структуру было рассчитано изменение массы, равное 3,525± 0,05 г., 2,957± 0,30г., 2,787± 0,37 г., изменение пористости составило 17%, 18% и 22%, для первого, второго и третьего режимов, соответственно. Многоступенчатое травление привело к наибольшей потери массы, где каждое погружение каркасов в кислотный раствор инициируя поток жидкости, проникающий в поры образцов для удаления частиц порошок. Но при этом характер проведение первого и второго режимов спровоцировал несущественное изменение внешней формы образцов, наилучшим образом сохраняя структуру. Однократное погружение (при третьем режиме) привело к наименьшей потери массы образцов, но сильному ухудшению целостности внешних уровней структуры. Данное явление может быть связано с блокированием доступа кислоты к внутренним порам конструкции выделяющимся газом в ходе химической реакции, но сохранением контакта кислотного раствора с внешними уровнями структуры.

Выводы. В данной работе было исследовано влияние химической обработки на механические свойства образцов титанового сплава Ti_6Al_4V, полученных с помощью ЭЛС. В зависимости от времени контакта образов с раствором кислот HF и HNO_3, было разработано 3 режима травления с различным временем и количеством погружений. В процессе краткосрочного травления времени контакта между образцом и раствором кислот было достаточно только для «полировки поверхности». При этом наблюдается незначительное растворение поверхностных уровней структуры. Увеличение времени контакта приводит к растворению поверхностных слоев с неполным удалением порошка. Следовательно, многократное погружение более эффективно для удаления оставшегося порошка, а так же для сохранения целостности структуры, что в свою очередь способствует относительному сохранению механических свойств.

Авторы выражают благодарность проф. А.В. Коптюгу за помощь в подготовке образцов. Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ20-73-10223.

1. Xiao L. et al. Compressive properties and micro-structural characteristics of Ti–6Al–4V fabricated by electron beam melting and selective laser melting //Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Т. 764. – С. 138204.
2. Vaithilingam J. et al. The effect of laser remelting on the surface chemistry of Ti6al4V components fabricated by selective laser melting //Journal of Materials Processing Technology. – 2016. – Т. 232. – С. 1-8.
3. Wysocki B. et al. Post processing and biological evaluation of the titanium scaffolds for bone tissue engineering //Materials. – 2016. – Т. 9. – №. 3. – С. 197.
4. Hasib H., Harrysson O. L. A., West H. A. Powder removal from Ti-6Al-4V cellular structures fabricated via electron beam melting //Jom. – 2015. – Т. 67. – №. 3. – С. 639-646.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-292

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

[1]Пажин А.А., [2]Еремин М.О., [2]Мировой Ю.А.

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Керамические материалы, основанные на карбиде циркония, обладают высокими показателями термической (Температура плавления 3420 °C) [1] и коррозионной стойкости, а также высокой прочностью при одноосном сжатии (8ГПа) [2]. Данные материалы потенциально применимы в аэрокосмической и ядерной сфере, где системы тепловой защиты сталкиваются с экстремальными внешними температурными, механическими и химическими воздействиями. Эти характеристики свойственны только керамикам на основе карбида циркония, имеющим сравнительно низкую пористость, что позволяет получать значения физико-механических свойств материала, близких к теоретическим показателям. Однако, керамика, полученная традиционными методами, такими как горячее прессование под высоким давлением, обладает остаточной пористостью. Это приводит к снижению физико-механических свойств материала.

Пористость становится причиной концентраторов напряжения и возникновения растягивающих напряжений, даже в условиях внешнего сжимающего нагружения [3,4]. В локальных областях концентрации растягивающих напряжений происходит зарождение трещин, как сдвиговых, так и трещин отрыва. Дальнейшее нагружение приводит к росту трещин и, в конечном счете, к макроскопическому разрушению материала. Кроме того керамика основанная на карбиде циркония обладает низким значением вязкости разрушения, что сильно осложняет применение материала.

Карбид циркония не обладает трансформационным упрочнением и для повышения вязкости разрушения, а также снижения пористости могут создаваться композиционные материалы на основе карбида с добавлением низкомодульных включений углерода [5].

В данной работе проведено математическое моделирование деформации и разрушения образцов из гетеромодульной керамики на основе карбида циркония, подверженных одноосному сжатию. Моделирование проводится конечно-разностным методом [6]. Неупругое поведение материала описывается моделью Мизеса.

5. Van Wie. D.M., Drewry JR. D.G., King D. E., Hudson C. M. The hypersonic environment: Required operating conditions and design challenges // Journal of Material science. 2004. №39. C.5915 – 592.

6. George R.F. Nitride and Carbide Coatings for High-Speed Steel Cutting Tools // Tribology Transactions. 1989. №32. C.339-345.

7. Eremin M.O. Three-dimensional finite-difference analysis of deformation and failure of weak porous sandstones subjected to uniaxial compression // International Journal of Rock Mechanics and Mining science 2020. №32. 421-426.

8. Balochonov R.R., Romanova V.A. Kulkov A.S. Microstructure-based analysis of deformation and fracture in metal-matrix composite materials // Engineering Failure Analysis - 2020. - №110. 104412 C.1-11

9. Mirovoy Yu.A., Burlachenko A.G., Buyakova S.P. Obtaining of heteromodu-lus ZrC-based composite materials, their structure and properties // AIP Con-ference Proceedings 2019, 2167, 020227 C.1-5

10. Adams J.W., Robert R., Mazdiyasni K. S. Young's Modulus, Flexural Strength, and Fracture of Yttria□Stabilized Zirconia versus Temperature // Journal of the American Ceramic Society. 1997. №80. C 903-908.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-293

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И УГЛЕРОДОМ

[1]Панченко М.Ю., [1]Астафурова Е.Г., [1]Реунова К.А., [1]Астафуров С.В., [1]Мельников Е.В., [1]Москвина В.А., [1,2]Михно А.С.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В настоящей работе были изучены закономерности водородного охрупчивания высокоэнтропийных ГЦК сплавов, легированных атомами азота и углерода. Для исследования были выбраны сплавы следующих составов: 20Fe-20Cr-20Mn-20Ni-20Co (ВЭС), 20Fe-20Cr-20Mn-20Ni-19Co-1N, (1N-ВЭС) и 20Fe-20Cr-20Mn-20Ni-19Co-1C (ат. %) (1C-ВЭС). Для формирования однофазного твердого раствора в полученных сплавах они были подвергнуты термомеханическим обработкам (ТМО-1 и ТМО-2), которые включали отжиг при температуре 1200°C в течение 2 ч, холодную прокатка до 80 % и повторный отжиг при 1200°C в течение 2 ч для ВЭС и 1N-ВЭС; отжиг при температуре 1200°C в течение 12 ч, горячую ковку при 1230°C, отжиг при температуре 1200°C в течение 12 ч, холодную прокатку до 80 % и отжиг при 1200°C в течение 1 ч для 1C-ВЭС образцов. Электролитическое наводороживание проводилось в 3 % водном растворе NaCl с добавлением NH_4SCN в течение 50 ч, при плотности тока 10 мА/см^2.

Методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии было показано, что после ТМО ВЭС и 1N-ВЭС образцы обладали однофазной крупнокристаллической аустенитной структурой, размер зерен составлял 150-200 мкм. Образцы 1C-ВЭС, легированные углеродом, обладали меньшим размером зерна 50-80 мкм и содержали единичные нерастворенные карбиды. До насыщения водородом все образцы обладали значительным запасом пластичности: $\delta^{ВЭС} = 62$ %, $\delta^{1N} = 70$ % и $\delta^{1C} = 45$ %. Предел текучести образцов зависит от содержания атомов внедрения (азот/углерод): $\sigma_{0,2}{}^{ВЭС} = 180$ МПа, $\sigma_{0,2}{}^{1N} = 285$ МПа и $\sigma_{0,2}{}^{1C} = 350$ МПа. Насыщение водородом вызвало изменение механических свойств всех образцов. Повышение предела текучести $\sigma_{0,2}$, которое связано с твердорастворным упрочнением атомами водорода, наблюдалось во всех образцах, и оно наиболее выражено в сплавах, легированных атомами внедрения ($\Delta\sigma_{0,2}{}^{ВЭС}$=10 МПа, $\Delta\sigma_{0,2}{}^{1N}$=25 МПа и $\Delta\sigma_{0,2}{}^{1C}$=32 МПа). Коэффициент водородного охрупчивания k_H, который описывает потерю пластичности, вызванную насыщением водородом, в ВЭС образцах составляет 25 %, а в легированных азотом и углеродом 1N- и 1C-ВЭС образцах k_H уменьшается до 10–15 %, что может быть обусловлено различной скоростью диффузии и распределением атомов водорода в материале как непосредственно при электролитическом насыщении образцов, так и в процессе последующего растяжения. С помощью сканирующей электронной микроскопии установлено, что после растяжения наводороженных образцов на поверхности разрушения наблюдается хрупкий поверхностный слой, индуцированный водородом. При этом центральная часть всех образцов разрушается вязко транскристаллитно с образованием большого количества ямок излома (подобно образцам до наводороживания). В ВЭС образцах наблюдается широкий индуцированный водородом хрупкий слой с большой неоднородностью по глубине и со средней толщиной $W_H{}^{ВЭС} = 95\pm40$ мкм, а на поверхности разрушения наблюдаются транскристаллитные и интеркристаллитные сколы. В образцах с атомами внедрения, 1N-ВЭС и 1C-ВЭС, толщина хрупкого наводороженного слоя уменьшается ($W_H{}^{1N} = 43\pm20$ мкм, $W_H{}^{1C} = 65\pm35$ мкм). При этом легирование азотом способствует усилению вклада от транскристаллитного излома, а легирование углеродом напротив приводит к увеличению вклада в интеркристаллитное разрушение.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-294

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ПЕРЛИТА МЕТОДАМИ АСМ

Попова Е.А., Зуев Л.Б.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одной из важнейших и сложных структурных составляющих железоуглеродистых сплавов является перлит. Среди множества причин объясняющих пристальное внимание специалистов к структуре перлита, можно выделить следующие [1]:

1) большое количество деталей изготовлено из сталей со структурой перлита;

2) уникальность структуры влияющей на прочностные свойства сталей;

3) возможность фиксировать процессы, проходящие во время пластической деформации.

Исследование проводили на образцах углеродистой эвтектоидной стали У8, содержащей 0,75-0.84% C; 0,17-0,33% Si; 0,17-0,33% Mn; до 0.25% Ni; до 0.028% S; до 0.03% P; 0,2% Cr, до 0.032% Cu, после двух режимов отжига: при нагреве до 900 °C; при нагреве до 760 °C. В результате была получена структура перлита двух типов: пластинчатого и зернистого.

Металлографические исследования подготовили на образцах 30×20×20 мм из вышеуказанной стали после термической обработки. Шлифы исследовались с применением микроскопа NEOPHOT-21 оборудованном цифровой камерой Genius VileaCam.

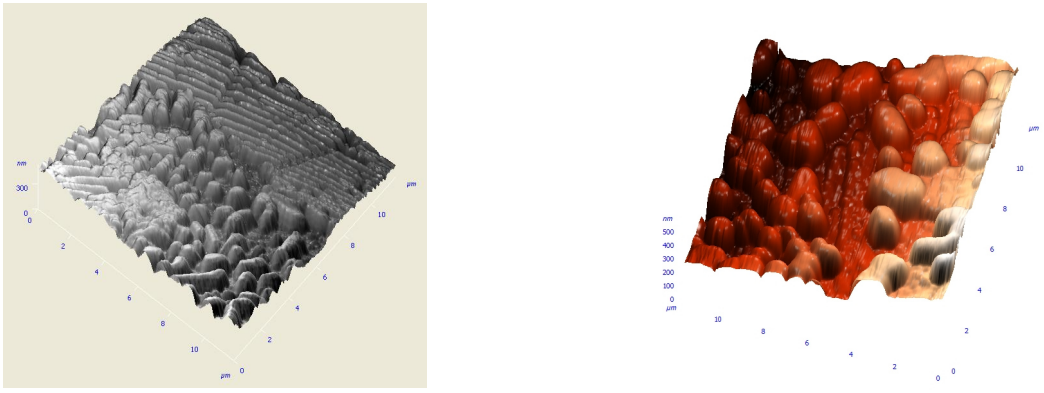
Изучение тонкой структуры перлита после отжигов проводили на атомно-силовом микроскопе Solver PH47-PRO. Механические свойства стали определялись на приборе для определения твердости металлов (переносной) ТПП-10.

Твердость зернистого перлита составила 174 HV, пластинчатого перлита 241 HV.

Результаты исследования поверхности инструментальной стали У8 на АСМ представлены на рис. 1. Для получения скан-изображений использовался контактный метод.

АСМ – изображение позволяет фиксировать очень мелкие размеры, как зерен, так и карбидов, поэтому средний размер их может несколько отличаться от оптических исследований, но такой результат по нашему мнению можно считать более достоверным.

Проведенные в работе исследования особенностей структуры перлита, позволяют говорить о возможностях получения более полной информации с помощью методов атомно-силовой микроскопии.



а б

Рис. 1. Скан-изображения поверхности стали У8: пластинчатый (а); зернистый перлит (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

1. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л.И. Тушинский, А.А. Батаев, Л.Б. Тихомиров. ВО «Наука», Новосибирск – 1993. - 280 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-295

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В РЕЖИМЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Почивалов Ю.И., Хисаметдинов Н.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Электропластическая деформация металлов и сплавов является одним из высокоэффективных способов обработки металлических материалов и в настоящее время широко применяется при прокате листового материала [1]. Стимулирование пластической деформации металлов и сплавов короткими импульсами электрического тока высокой плотности позволяет увеличить степень проката и однородность деформации листового материала и позволяет управлять структурно-фазовыми превращениями в процессах прокатки и пластической деформации.

В настоящей работе исследовали влияние электропластической деформации при прокатке на структуру и механические свойства низколегированной стали 09Г2С. Сталь 09Г2С широко используется для производства свариваемых строительных конструкций и изготовления труб класса прочности К56 для магистральных нефтепроводов [2].

Образцы для исследований получали прокаткой до 1 мм заготовки толщиной 10 мм без промежуточных отжигов на лабораторном прокатном стане в обычных условиях и при подводе к заготовке импульсов тока. Структуру стали исследовали методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии. Механические свойства определяли методом растяжения образцов в виде войной лопатки с размерами рабочей части 50х8х1 мм на универсальной испытательной машине “Instron-5582”.

Металлографические исследования показали, что для стали 09Г2С после холодной прокатки характерна ярко выраженная для наклепанного металла строчечность, которая образована вытянутыми в направлении прокатки ферритными зернами различного размера, среди которых распределены островки перлита, также ориентированные по направлению прокатки. После проката вид колоний перлита и их структура претерпевают значительные изменения. Наблюдается дробление перлитных пластин, их сфероидезация и перераспределение. После проката в условиях электропластической деформации размер островков перлита и размер сферических частиц перлита становится еще меньше. Электронномикроскопическое исследование показывает наличие областей субмикрокристаллической структуры с размером зерна менее 5 мкм.

Прочность прокатанной стали 09Г2С существенно выше стали в состоянии поставки (горячекатаный пруток) и составляет 1040 МПа при уменьшении пластичности до 4-5 %. Прокатка в режиме электропластичности не дает заметного увеличения прочности. Основной эффект от прокатки в режиме электропластичности проявляется в увеличении предела текучести и резком возрастании коэффициента упрочнения на малых степенях деформации.

Разрушение исследованных образцов как после обычного проката, так и в режиме электропластичности - квазивязкое с многочисленными расслоениями вдоль плоскостей проката и характерными чашечками сдвига.

Анализ полученных данных позволяет предположить, что в условиях элекропластической деформации ускоряются процессы измельчения зерен и превращение пластинчатого перлита в зеренный. Это приводит к увеличению коэффициента упрочнения исследуемой стали при малых степенях деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. - М.: Наука, 1985. - 160 с.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов.- М.: Металлургия, 1989.- 288 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-296

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ, РАБОТАЮЩЕЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Путилова Е.А., Крючева К.Д.
Института машиноведения УрО РАН, Екатеринбург

Эксплуатация деталей и элементов металлических конструкций, в особенности работающих в особых или экстремальных условиях, предполагает оценку их текущего состояния и остаточного ресурса в процессе всего жизненного цикла. Осуществление оперативного и сплошного контроля разрушающими методами не возможно, т.к. нужно выводить объект из эксплуатации. В связи с этим развитие хорошо известных методов именно неразрушающего контроля, в частности магнитной структуроскопии, для решения конкретных задач диагностики текущего состояния на объектах, в том числе работающих под давлением (нефтегазопромысловые трубы различного назначения, паровые котлы, резервуары и др.) является весьма актуальной задачей. Для решения поставленной задачи требуется изучение поведения магнитных характеристик в условиях действующих нагрузок, приложенных по различным схемам (растяжение/сжатие, кручение, внутреннее давление, двухосное растяжение), с целью смоделировать напряженно-деформированное состояние, которое может возникать в реальных условиях эксплуатации. Зная поведение магнитных характеристик, установив информативные параметры и диапазон их применимости можно в дальнейшем использовать эти знания при разработке конкретных методик и приборов для осуществления контроля на реальных объектах.

В данной работе исследовалась конструкционная сталь 20К, используемая для изготовления паровых котлов, корпусов аппаратов, резервуаров, работающих под давлением. Эти детали и элемента конструкции в процессе эксплуатации испытывают нагрузку не только в осевом направлении (растягивающие и сжимающие напряжения), но и с внешних (давление грунта на трубу) и внутренних (давление газа и жидкости) сторон. Исследования проводили на уникальной экспериментальной установке, которая позволяет смоделировать воздействие различных типов нагружения на состояние исследуемых материалов с одновременной регистрацией магнитных параметров. Получены экспериментальные зависимости магнитных характеристик от уровня приложенных напряжений, реализованных по разным схемам нагружения (одноосное растяжение/сжатие, кручение, и их комбинации). Установлены магнитные параметры, которые могут быть использованы при создании методик проведения неразрушающего контроля напряженно-деформированного состояния изделий из конструкционной стали 20К.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект 20-79-00045).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-297

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ22 ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Раточка И.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П., Найденкин Е.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что формирование в α+β титановых сплавах ультрамелкозернистой (средний размер зерна менее 1 мкм) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к смещению температурно-скоростного интервала развития сверхпластического течения в указанных материалах в область более низких температур и/или более высоких скоростей деформации. При этом характер исходной структуры, а также фазовый состав сплавов могут существенно влиять на особенности развития пластического течения и величину относительного удлинения до разрушения. Интерес исследователей к низкотемпературной сверхпластичности обусловлен как с практической, так и с научной точки зрения. В частности, эффект низкотемпературной сверхпластичности (СП) позволяет найти новые подходы к решению технологических проблем формообразования, уменьшения энергоёмкости производственного процесса и повышения качества полых изделий сложной формы. Кроме того, изучение взаимосвязи структурно-фазового состояния двухфазных сплавов с особенностями развития деформационных процессов при СП течении при достаточно низких температурах в широком интервале скоростей деформации позволит оптимизировать технологический процесс обработки таких материалов. В связи с этим изучение особенностей эволюции структурно-фазового состояния ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов при низкотемпературной СП деформации в зависимости от их исходного состояния является актуальной задачей.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе на примере титанового сплава ВТ22 с различной исходной структурой проведены исследования особенностей эволюции стурктурно-фазового состояния и развития сверхпластической деформации при температуре 823 К в интервале скоростей деформации $(2\text{-}6{,}9)\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$. Показано, что с уменьшением скорости деформации до $2\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$ величина относительного удлинения образцов до разрушения существенно возрастает и может превышать 950% для УМЗ сплава ВТ22 подвергнутого обработке методом интенсивной пластической деформации. На основании совокупности экспериментальных данных (вид деформационных кривых, высокое значение величины показателя скоростной чувствительности, сохранение среднего размера зерен и их равноосности) установлено, что основным механизмом деформации в рассматриваемых условиях является зернограничное проскальзывание, а внутризеренное дислокационное скольжение носит аккомодационный характер. Изучение эволюции микроструктуры при сверхпластическом течении сплава ВТ22 показало, что при деформации до 150% средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры практически не меняется и остается на уровне исходного. Установлено, что такая эволюция структуры обусловлена, в том числе появлением новых зерен в процессе деформации. Предполагается, что увеличение степени равновесности границ зерен в результате предварительного отжига УМЗ сплава ВТ22 при 873 К приводит к более интенсивному накоплению деформационных дефектов в процессе деформации, в том числе, к появлению зерен с непрерывно меняющейся разориентировкой в объеме. По-видимому, следствием развития указанных процессов является относительно быстрое разрушение сплава ВТ22, подвергнутого дополнительному отжигу, по сравнению со сплавом после интенсивной пластической деформации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-298

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ АЗОТА НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ FeMnCrNiCo

Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Семейкина Д.Д.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящей работе представлены результаты по исследованию влияния азота на температурную зависимость микроструктуры, механических свойств, механизмов пластической деформации и механизмов разрушения высокоэнтропийных сплавов $Fe_{20,0}Mn_{20,0}Cr_{20,0}Ni_{20,0}Co_{20,0}$ (ат. %, 0N-ВЭС) и $Fe_{20,0}Mn_{19,6}Cr_{18,5}Ni_{21,0}Co_{19,4}N_{1,5}$ (ат. %,1,5N-ВЭС). Исследуемые сплавы были подвергнуты термомеханической обработке, заключавшейся в отжиге при температуре 1200 °С в течение 2 ч, холодной прокатке (осадки 80 %) и повторном отжиге при 1200 °С в течение 2 ч. Исследование температурной зависимости механических свойств проводилось в широком температурном интервале от 77 К до 473 К при испытаниях на одноосное статическое растяжение образцов, имеющих форму двойных лопаток с размерами рабочей части 12×2,6×1,4 мм. В исходном состоянии сплавы имели разориентированную крупнозернистую структуру со средним размером зерна $d \approx 220$ мкм. Исследование фазового состава, выполненное методом рентгенофазового анализа, показало, что исследуемые сплавы имеют однофазную аустенитную структуру. Легирование атомами внедрения приводит к увеличению параметра кристаллической решетки аустенитной фазы от 3,598 Å в случае 0N-ВЭС образцов до 3,607 Å для сплава 1,5N-ВЭС.

Исследование температурной зависимости механических свойств показало, что сплавы 0N-ВЭС и 1,5N-ВЭС обладают сильной температурной зависимостью величин условного предела текучести, предела прочности и пластичности. Сплав 0N-ВЭС обладает максимальным значением предела текучести $\sigma_{0,2}$ и удлинением до разрушения δ при температуре жидкого азота (415 МПа и 100 %, соответственно). Методом просвечивающей электронной микроскопии было обнаружено, что основным механизмом деформации этого сплава при температуре 77 К является дислокационное скольжение, а механическое двойникование активируется в процессе пластического течения на поздних степенях деформации. С увеличением температуры испытания происходит уменьшение прочности и пластичности сплава, так при комнатной температуре предел текучести и удлинение составили $\sigma_{0,2}$ = 180 МПа и 65 %, а при Т = 473 К предел прочности уменьшился до 130 МПа, а δ = 53 %. Анализ изображений поверхности разрушения, полученных методом сканирующей электронной микроскопии, показывает, что исходный сплав обладает вязким характером разрушения во всем исследуемом температурном интервале.

Легирование азотом приводит к увеличению предела текучести и прочности сплава 1,5N-ВЭС во всем исследуемом интервале температур, а также способствует росту коэффициента деформационного упрочнения относительно сплава 0N-ВЭС. При температуре 77 К, величина предела текучести составляет $\sigma_{0,2}$ = 630 МПа, при этом азотистый сплав обладает небольшим в сравнении с 0N-ВЭС удлинением (δ = 50 %). Пластическое течение при температуре 77 К развивается с возрастающим коэффициентом деформационного упрочнения из-за развития планарной дислокационной структуры и двойникования. С ростом температуры испытания от до 473 К наблюдается тенденция к снижению прочностных характеристик сплава 1,5N-ВЭС. Так, при температуре деформации 296 К предел текучести в сплаве, легированном азотом составил $\sigma_{0,2}$ = 300 МПа (δ = 70 %), при этом механизм деформации двойникованием оказывается подавлен. Характер разрушения азотистого сплава является преимущественно вязким даже при криогенных температурах испытания, но наблюдается наличие небольшого количества хрупких трещин, характерных для сплавов с планарной дислокационной структурой.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-299

НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ДИОКСИДЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Горбатенко В.В., Кульков С.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время наиболее перспективным методом исследования характера деформации материалов является метод корреляции цифровых изображений, позволяющий проводить анализ эволюции картин макроскопической деформации в процессе активного нагружения, как при малых, так и при больших значениях деформаций [1-3]. Косвенным методом определения прочностных характеристик керамических материалов при растяжении является метод диаметрального сжатия, так называемый «Бразильский тест», когда в центре образца формируются напряжения растяжения [4]. Особый интерес представляют собой исследования деформации и разрушения различных материалов с использованием метода корреляции цифровых изображений. При этом исследований, как пористость влияет на формирование картин макроскопической деформации диоксида циркония в процессе активного нагружения при диаметральном сжатии недостаточно.

Цель данной работы – исследование деформационного поведения пористой керамики на основе диоксида циркония методом корреляции цифровых изображений при испытаниях на диаметральное сжатие.

Цилиндрические образцы диаметром 30±5 мм и шириной 10±3 мм были изготовлены стандартными методами порошковой металлургии: прессования порошков ZrO_2-5,5вес.%Y_2O_3 и последующего спекания. Для получения образцов с разной пористостью варьировали температуру спекания и время изотермической выдержки. Пористость образцов изменялась от 4 до 42 %. Рентгеноструктурный анализ (РСА) полированных поверхностей образцов после спекания и разрушенных поверхностей после испытаний на диаметральное сжатие проводили на рентгеновском дифрактометре типа ДРОН с $CuK\alpha$ излучении в диапазоне углов 2Θ 20-80°. Значения размеров областей когерентного рассеяния и микроискажений кристаллической решетки рассчитывали согласно [5]. Испытание образцов на диаметральное сжатие проводили на испытательной машине Instron-1185 при скорости перемещения подвижной платформы 0,1 мм/мин с автоматической записью диаграммы нагружения. Измерение полей смещений, в центральной части поверхности деформируемой пористой керамики, проводили методом цифровой корреляции изображений. В качестве реперных меток использовали спекл-структуру, сформированную при освещении поверхности когерентным светом полупроводникового лазера с длиной волны 635 нм и мощностью 15 mW. Расчет компонент тензора дисторсии по полученным векторам смещений проводили в соответствии с методикой [6]. Для анализа эволюции картин макролокализации деформации в процессе нагружения на исследуемой поверхности в центральной части образца выделяли область размером 9,75 × 6,5 мм. Внутри этой области выделяли локальный участок размерами 4,67×4,67 мм, в котором вычисляли усредненное значение деформации растяжения ($<\varepsilon_{yy}>$) в каждый момент времени испытания по 49 точкам измерения.

Проведенный анализ кривых «напряжение деформация» показал, что образцы с пористостью 4 – 17% деформируются упруго вплоть до катастрофического разрушения. В образцах с пористостью 29 – 42 % наблюдается отклонение от линейности перед их разрушением. С увеличением пористости образцов предел прочности при диаметральном сжатии (σ_l) уменьшается от 115 до 9,7 МПа. При этом значения деформации (ε_{all}) образцов уменьшаются незначительно с 1 до 0,75 %.

С увеличением напряжения, приложенного к образцам, наблюдается рост локальных деформаций растяжения $<\varepsilon_{yy}>$ и сжатия $<\varepsilon_{xx}>$, рассчитанных по анализируемому участку в центральной части образцов по векторам смещений. Было установлено, что величина значений локальных деформаций сжатия $<\varepsilon_{xx}>$ зависит от пористости образцов. Чем выше

пористость образцов, тем ниже предельные значения деформации. Сравнительный анализ предельных значений деформации до разрушения показал, что расчетные значения локальных деформаций $<\varepsilon_{yy}>$ и $<\varepsilon_{xx}>$, полученные методом корреляции цифровых изображений, в 7-10 раз ниже, чем величины предельной деформации (ε_{all}), полученные из деформационных кривых. Предельные расчетные значения локальных деформаций растяжения $<\varepsilon_{yy}>$ имеют самые низкие значения ~0,1%, и с увеличением пористости образцов уменьшаются незначительно. В тоже время предельные локальные деформации сжатия $<\varepsilon_{xx}>$ уменьшаются от 0,3 до 0,15% с ростом пористости. При аппроксимации линейных зависимостей $<\varepsilon_{yy}>$ и $<\varepsilon_{xx}>$ от пористости получено, что расчетные локальные деформации растяжения и сжатия сравняются по значениям при пористости ~50%. Получены пространственно-временные картины локализации деформации растяжения поперек оси нагружения деформируемого образца (ε_{yy}). Экспериментально установлено, что в центральной части образцов диоксида циркония деформация протекает макроскопически локализовано. С увеличением пористости меняется характер формирования пространственно-временных картин локализации деформации. При этом, чем выше пористость, тем при меньшем напряжении формируется неоднородное поле локальных деформаций.

Рентгеноструктурный анализ, проведенный с лицевой поверхности фрагментов разрушения образцов с пористостью 4, 17 и 42 %, показал, что размер областей когерентного рассеяния тетрагональной фазы и микроискажения кристаллической решетки изменяются по сравнению с исходным состоянием после спекания и различаются на разных фрагментах образцов после их разрушения. При этом измеренные после разрушения изменения параметров тонкой кристаллической структуры коррелируют с неоднородным распределением локальных деформаций в центральной части исследуемых образцов.

Таким образом, в работе показано, что с увеличением пористости от 4 до 42% происходит уменьшение предела прочности при диаметральном сжатии с 115 до 9 МПа. При этом предельная деформация до разрушения уменьшается с 1 до 0,75%. Экспериментально установлено, что расчетные значения локальных деформаций $<\varepsilon_{yy}>$ и $<\varepsilon_{xx}>$, в 7-10 раз ниже, чем величина предельной деформации, полученная из деформационных кривых «$\sigma - \varepsilon_{all}$». Установлено, что в центральной части образцов диоксида циркония деформация протекает макроскопически локализовано. Характер формирования пространственно-временных картин локализации деформации меняется с увеличением пористости. При этом, с увеличением пористости в керамике неоднородное поле локальных деформаций формируется при меньшем напряжении.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005.

1. Sutton, M.A. Image correlation for shape, motion and deformation measurements / M.A.Sutton, J.-J.Orteu, H.W.Schreier. – Columbia, SC, USA: University of South Carolina, 2009. – 364 p.
2.Третьякова, Т.В. Особенности использования программного обеспечения VIC-3D, реализующего метод корреляции цифровых изображений, в приложении к исследованию полей неупругих деформаций // Вычислительная механика сплошных сред. 2014. Т. 7, № 2. С.162-171.
3. Abshirini M., Soltani N., Marashizadeh P. On the mode I fracture analysis of cracked Brazilian disc using a digital image correlation method / // Optics and Lasers in Engineering. 2016. N 78. P. 99–105.
4. Sheikh M.Z., Zhen Wang Z., Bing D., Suo T. Static and dynamic Brazilian disk tests for mechanical characterization of annealed and chemically strengthened glass // Ceram. Int. 2019. V. 45. N 6. P. 7931−7944.
5. Уманский Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / Я.С. Уманский, Ю.А. Скаков, А.Н. Иванов, А.Н. Расторгуев – М.: Металлургия, 1982. 632 с.
6. Зуев Л.Б. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2018. 208 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-300

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ АЗОТА

[1,2]Семейкина Д.Д., [1]Реунова К.А., [1]Астафурова Е.Г., [1]Астафуров С.В., [1]Мельников Е.В., [1]Панченко М.Ю., [1]Москвина В.А.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В настоящей работе методами световой, растровой и просвечивающей электронной микроскопии, а также методом рентгеноструктурного анализа были изучены высокоэнтропийные сплавы 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-20Co (ВЭС-0N ат. %) и 20Fe-19,8Mn-18,7Cr-21,1Ni-19,4Co-1N (ВЭС-1N, ат. %). Исследуемые сплавы были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере Ar. Далее сплавы подверглись термомеханической обработке (ТМО), заключавшейся в отжиге при температуре 1200°С в течение 2 часов, холодной прокатке до 80 % и повторном отжиге. Для исследования механических свойств методом одноосного растяжения из полученных слитков были вырезаны образцы в форме двойных лопаток с размером рабочей части: 12×2,6×1,4 мм. Механические испытания исследуемых сплавов проводились в широком температурном интервале от 77 К до 473 К.

Методом рентгеноструктурного анализа был исследован фазовый состав сплавов ВЭС-0N и ВЭС-1N. Полученные результаты свидетельствуют о том, что исследуемые сплавы обладают однофазной ГЦК структурой. Экспериментально показано, что легирование атомами азота способствует увеличению параметра кристаллической решетки *a*, и данное значение напрямую зависит от его концентрации: ВЭС-0N *a* = 3,599 нм, а для ВЭС-1N *a* = 3,603 нм. Полученные данные доказывают формирование твердого раствора внедрения азота в аустенитной фазе.

Установлено, что исследуемые сплавы характеризуются сильной температурной зависимостью механических свойств. Легирование азотом с концентрацией 1 ат. % приводит к увеличению прочностных свойств исследуемых сплавов. Для сплава ВЭС-0N при температуре 77 К предел текучести $\sigma_{0,2}$ составил 380 МПа, предел прочности σ_B = 950 МПа, а удлинение до разрушения δ = 100 %. При увеличении температуры испытания до 297 К и 473 К предел текучести $\sigma_{0,2}$ уменьшается в 2-3 раза ($\sigma_{0,2}$ = 180 МПа при 297 К, $\sigma_{0,2}$ = 106 МПа при 473 К) по сравнению с пределом текучести при температуре 77 К, предел прочности σ_B и удлинение до разрушения уменьшаются соответственно (σ_B = 525 МПа и δ = 65 % при 297 К, σ_B = 425 МПа и δ = 53 % при 473 К). Для сплава ВЭС-1N, легированного азотом, при температуре 77 К предел текучести составляет $\sigma_{0,2}$ = 520 МПа, предел прочности σ_B = 1145 МПа, удлинение до разрушения δ = 65 %, то есть легирование азотом сопровождается уменьшением пластичности при низких температурных деформациях. При повышении температуры, как и для ВЭС-0N сплава, показатели прочности и пластичности уменьшаются (при 297 К $\sigma_{0,2}$ = 260 МПа, σ_B = 625 МПа, δ = 66 %, при 473 К $\sigma_{0,2}$ = 160 МПа, σ_B = 490 МПа, δ = 62 %).

Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) была исследована поверхность разрушения сплавов при температуре 77К и 293 К. В сплавах (ВЭС-0N ат. %) и (ВЭС-1N, ат. %) независимо от температуры испытания наблюдается вязкий механизм разрушения с образованием ямок на поверхностях излома. Из этого следует, что при легирование азотом не изменяет механизм разрушения сплава, не смотря на эффекты твердорастворного упрочнения.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-301

ФИЗИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ НЕУПРУГОЙ НЕОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

[1,2]Слядников Е.Е., [2]Турчановский И.Ю.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*ФИЦ Институт вычислительных технологий СО РАН, Новосибирск*

Неупругая деформация объясняется локальными статическими смещениями атомов из начальных положений равновесия в новые положения равновесия, расположенные от начальных положений на расстоянии меньше межатомного в ответ на приложенное напряжение сдвига σ [1]. Вероятность такой атомной перестройки за счет тепловой флуктуации пропорциональна $exp[-(E_a - \sigma \cdot a_0^3)/kT]$, где E_a – активационный барьер перестройки, a_0 – межатомное расстояние. В области пластической деформации считается, что $(E_a - \sigma \cdot a_0^3) \le 0$, а при неупругой деформации $(E_a - \sigma \cdot a_0^3) > 0$, следовательно, неупругая деформация является термоактивируемой. Однако, эффект неупругой деформации экспериментально наблюдается при криогенной температуре (77 K) [2], где энергия тепловой флуктуации невелика (0,007 eV), и при более низких температурах [1]. Поэтому актуальным является установление физического механизма неупругой необратимой деформации металлических стекол в области низких температур.

В модели [3] предполагается, что вследствие неоднородности структуры стекла, в нем возникают области с избыточным относительно «идеальной структуры» свободным объемом – «центры релаксации». Эти структурные элементы аморфной среды, содержащие свободный объем, способны перестраиваться не только в результате тепловых флуктуаций, но и благодаря квантовому туннелированию. Пусть в нанообласти, обладающей свободным объемом, атом находится в двухямном потенциале или существует группа атомов, способных образовать две конфигурации, с мало отличающимися энергиями [4-6]. Потенциальную энергию двухуровневой системы можно представить в виде суммы двух одноямных потенциалов U_L и U_R. В начальный момент времени при отсутствии механической нагрузки левая и правая потенциальные ямы имеют разную глубину, левая яма глубже правой. Действие на систему внешней механической силы приводит к изменению расстояний между атомами среды (деформации), что в свою очередь изменяет форму двухямного потенциала. Пусть известны волновые функции Ψ_L, Ψ_R и собственные значения энергии E_L, E_R для уравнения Шредингера с одноямными потенциалами U_L, U_R. Полный гамильтониан одномерной системы с двухямным потенциалом $U_L + U_R$ имеет вид

$$H = -\frac{\hbar^2}{2m}\frac{\partial^2}{\partial x^2} + U_L + U_R\ , \quad \Psi = a_L\Psi_L + a_R\Psi_R\ , \quad \Delta = E_L - E_R\ . \tag{1}$$

Предполагая слабое перекрывание волновых функций Ψ_L, Ψ_R $(S = \int dx\Psi_L\Psi_R << 1)$, из (1) находим энергию стационарных уровней $E_\pm$

$$E_\pm = \frac{1}{2}[E_L + E_R \pm \sqrt{D}]\ , \quad D = \Delta^2 + 4U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R\ , \quad U_{LR}^L = \int dx\Psi_L U_L \Psi_R\ . \tag{2}$$

и стационарные состояния $\Psi_\pm$, в которых атом делокализован между двумя ямами. Линейная комбинация стационарных волновых функций $\Psi(x,t)$, удовлетворяющая временному уравнению Шредингера с гамильтонианом (1) и начальному условию $\Psi(t = 0) = \Psi_L$, позволяет найти вероятность нахождения атома в левой яме

$$W(t) = a(t)^2 = 1 - \frac{16(\Delta + \sqrt{D})^2 U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R}{[(\Delta + \sqrt{D})^2 + 4U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R]^2}\sin^2\left(\frac{\sqrt{D}}{2\hbar}t\right)\ , \quad a(t) = \int dx\Psi(x,t)\Psi_L(x)\ . \tag{3}$$

$W(t)$ является периодической функцией времени, осциллирует от единицы до некоторого минимального значения, которое определяется расстройкой резонанса Δ и величиной произведения $U_{LR}^L \cdot U_{LR}^R$. Если $\Delta = 0$, то $W(t) = 1 - sin^2\left(\sqrt{U_{LR}^L U_{LR}^R}\,t/\hbar\right)$. Вероятность найти атом

в левой яме меняется от единицы до нуля с периодом $\tau = \pi\hbar \Big/ \sqrt{U_{LR}^{L} U_{LR}^{R}}$ и атом одинаковое время проводит в обеих ямах. Если $\Delta^2 >> 4U_{LR}^{L} \cdot U_{LR}^{R}$, то $W(t) = 1 - \frac{4U_{LR}^{L} \cdot U_{LR}^{R}}{\Delta^2} \sin^2(\frac{\Delta}{2\hbar} t)$. Атом практически все время находится в левой потенциальной яме. Когда внешняя механическая сила равна нулю, реализуется случай $\Delta < 0$, $\Delta^2 >> 4U_{LR}^{L} \cdot U_{LR}^{R}$ и атом находится только в левой яме. При критическом значении деформации достигается случай $\Delta = 0$ и атом туннелирует в правую яму. Дальнейшее увеличение деформации приводит к случаю $\Delta > 0$, $\Delta^2 >> 4U_{LR}^{L} \cdot U_{LR}^{R}$ и атом находится только в правой яме. Поскольку неупругое необратимое смещение атома является элементарным актом структурной релаксации среды под нагрузкой и сопровождается релаксацией напряжений, то это приводит к изменению положений атомов из ближайшего окружения и «замораживанию» измененной формы двухямного потенциала. В результате чего атом не возвращается в левую яму, а остается в правой яме после снятия нагрузки. Так протекает элементарная неупругая необратимая деформация в металлическом стекле при $T = 0$.

Зоны трансформации сдвига [3], возможно, являются проявлением существования двухуровневых систем в стеклах. Для такой структурной перестройки двухуровневая система – это группа атомов, способная образовать две конфигурации, с мало отличающимися энергиями. Переход одной конфигурации атомов в другую при низких температурах происходит благодаря квантовому туннелированию, а при высоких температурах за счет тепловой флуктуации.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0031.

1. Spaepen F. Defects in amorphous metals Les // Houches Lectures XXXV on Physics of Defects, Amsterdam: North Holland Press. – 1981. – P. 133–174.
2. Лузгин Д.В, Полькин В.И. Свойства объемных металлических стекол // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2016. – 6. – С. 71– 85.
3. Taub A. I., Spaepen F. The kinetics of structural relaxation of a metallic glass // Acta Met. – 1980. – V. 28. – No. 10. – P. 1781–1788.
4. Anderson P. W., Halperin B. I., Varma C. M. Anomalous low-temperature thermal properties of glasses and spin glasses // Philosophical Magazine. – 1972. – 25:1. – P. 1-9.
5. Клингер М.И. Низкотемпературные свойства и локализованные электронные состояния стекол // УФН. – 1987. – 152. – С. 623–652.
6. Слядников Е.Е. Предпереходное состояние и структурный переход в деформированном кристалле // ФТТ. – 2004. – Т.46. –В.6 . – С.1065-1071.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-302

ВЛИЯНИЕ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА V–Cr–Ta–Zr

[1,2]Смирнов И.В., [1,2]Гриняев К.В., [1,2]Тюменцев А.Н., [1,2]Коротаев А.Д., [1,2]Пинжин Ю.П., [1,2]Дитенберг И.А., [3]Потапенко М.М., [3]Чернов В.М.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский государственный университет, Томск

[3]Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара, Москва

Проведено исследование особенностей структурно-фазового состояния, термической стабильности, характеристик механических свойств и особенностей разрушения ванадиевого сплава V–Cr–Ta–Zr после химико-термической обработки по методу неравновесного внутреннего окисления.

Показано, что отличительной особенностью микроструктуры этого сплава после химико-термической обработки в стабилизированном состоянии является неоднородный характер распределения формируемых частиц ZrO_2 на фоне неизменной зеренной структуры, что выявляется путем измерения микротвердости на различных расстояниях от поверхности окисления.

Следствием увеличения объемной доли и дисперсности частиц ZrO_2 является повышение термической стабильности микроструктуры изучаемого сплава и рост значений его кратковременной прочности при 20 °С и 800 °С. При этом наноразмерные частицы способствуют эффективной реализации дисперсного упрочнения и закреплению большеугловых границ зерен, что в совокупности и обеспечивает основной вклад в упрочнение материала.

Установлено, что пространственное распределение формируемых при химико-термической обработке наноразмерных частиц ZrO_2 определяется концентрацией и характером распределения кислорода, что оказывает влияние на процессы разрушения материала при разных температурах.

Исследования проведены с использованием научного оборудования Национального исследовательского Томского государственного университета.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0008.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-303

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОГО КОЭФФИЦИЕНТА ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛОВ В РАМКАХ КВАЗИВЯЗКОГО МЕХАНИЗМА МАССОПЕРЕНОСА

[1,2]Суханов И.И., [1,2]Тюменцев А.Н.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский государственный университет, Томск

Для обнаруженных в работе [1] нанополос локализации деформации после интенсивной пластической деформации на наковальнях Бриджмена в никеле проведен теоретический анализ особенностей продвижения их фронта в рамках квазивязкого механизма массопереноса потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов давления. При этом были проанализированы два типа точечных дефектов – вакансии и межузельные атомы, которые характеризуются различной энергией активации миграции. В качестве источников высоких локальных полей напряжений, описывающих движение фронта полос переориентации, рассматривались нанодиполи частичных дисклинаций. Используя указанный недислокационный механизм пластической деформации была проведена оценка эффективного коэффициента вязкости η в зависимости от концентрации точечных дефектов, энергии активации их миграции и температуры деформации. Обнаружено, что по своей природе этот коэффициент подобен коэффициенту динамической вязкости аморфных материалов, в частности, различных стекол и расплавов [2]. Сравнение η с характерными значениям вязкости для стекол свидетельствует о том, что для вакансий коэффициент вязкости, соответствующий температуре размягчения стекол ($\eta_s = 4 \cdot 10^6$ Па·с), достигается при $T \approx 400$ K. В случае межузельных атомов на всем интервале температур этот коэффициент меньше вязкости плавления стекол ($\eta_m = 4\ 10^6$ Па с). На основе анализа локализации полей напряжений, была установлена важная роль высоких локальных моментов или градиентов полей напряжений при реализации ротационной и квазивязкой мод деформаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, номер FWRW-2021-0008.

1. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Коротаев А.Д., Денисов К.И. Эволюция кривизны кристаллической решетки в металлических материалах на мезо- и наноструктурных уровнях пластической деформации // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16, № 3. С. 61-77.

2. Shand E.B. Engineering Glass // Modern Materials. 1968. P. 247–317.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-304

ОСОБЕННОСТИ СУБСТРУКТУРНОГО И ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ В СПЛАВАХ Cu-Al И Cu-Mn

Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А., Таюкин Г.И., Волокитин О.Г.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

История изучения природы субструктурного и твердорастворного упрочнения имеет очень длительную историю [1,2]. Однако не во всех работах при анализе субструктурного и твердорастворного упрочнения принимался во внимание характер распределений дислокаций. Установлено, что механизмы, формирующие сопротивления деформированию очень сильно зависят от типа возникающих субструктур. По этой проблеме в литературе представлена обширная библиография. Это статьи по металлам, твердым растворам, дисперсионно-твердеющим сплавам, сталям, высокоэнтропийным сплавам, металлам и сплавам в ультрамелкозернистом и наноструктурном состояниях. В настоящее время, не смотря на то, что установлены основные закономерности, связывающие напряжения течения с параметрами дислокационной субструктуры, понимание природы формирования напряжения течения при активной пластической деформации до конца не выяснена. В этом аспекте очень удобными материалами для изучения эволюции субструктур в процессе деформации являются сплавы на основе Cu-Al и Cu-Mn. Поскольку, на этом классе материалов в дислокационных субструктурах одновременно присутствуют барьерное и контактное торможения дислокаций

Данная работа посвящена изучению особенностей субструктурного и твердорастворного упрочнения в поликристаллических сплавах Cu-Al и Cu-Mn.

Для исследования были взяты поликристаллические Cu-Al и Cu-Mn сплавы, концентрация сплавов варьировалась в пределах 8-14 ат.%Al и 8-19 ат.%-Mn. Ленты для исследований получены прокаткой из слитков, полученных в индукционной печи в атмосфере аргона. Из лент при помощи штамповки были получены образцы-лопатки с размером рабочей части 120x12x1 мм. Деформацию образцов проводили при помощи одноосного растяжения на машине «Instron» при T = 293. Скорость деформации $V = 10^{-3}$ c^{-1}. Электронно-микроскопические исследования проводились на электронных микроскопах ЭМВ-100 АК и «Tesla BS-540». На основе анализа микрофотографий проводили качественное и количественное исследование дислокационных структур.

На основе данных электронно-микроскопических исследований проведена классификация типов ДСС и определены их параметры. Каждый типы ДСС вносит свой вклад в напряжение течения. На рис. 1 представлены типы ДСС, которые определенный вклада в напряжение течения. Определена относительная роль различных механизмов в формировании сопротивления деформированию исследуемых сплавов при разных размерах зерен. Выявлено роль энергии дефекта упаковки (ЭДУ). Была определена средняя скалярная плотность дислокаций и ее компоненты: статистически запасенные дислокации ρ_S и геометрически необходимые дислокации ρ_G.

В работе рассмотрены основные механизмы субструктурного упрочнения на классических примерах сетчатой субструктуры. Установлено, что появление разориентировок усиливает эффект барьерного торможения в сетчатой и ячеисто-сетчатой субструктурах. В результате проведенных исследований получено еще одно подтверждение концепции дислокационной физики: твердорастворное упрочнение определяется не только средней скалярной плотностью дислокаций, но и ее компонентами ρ_S и ρ_G, а изменение типа субструктуры создает предпосылки для дополнительной корректировки уравнения [3]:

$$\sigma = \sigma_f + m\alpha G b \rho^{1/2}$$

σ_f – суммарный вклад решеточного и твердорастворного упрочнения; b – вектор Бюргерса; α – коэффициент междислокационного взаимодействия, G – модуль сдвига; ρ – скалярная плотность дислокаций.

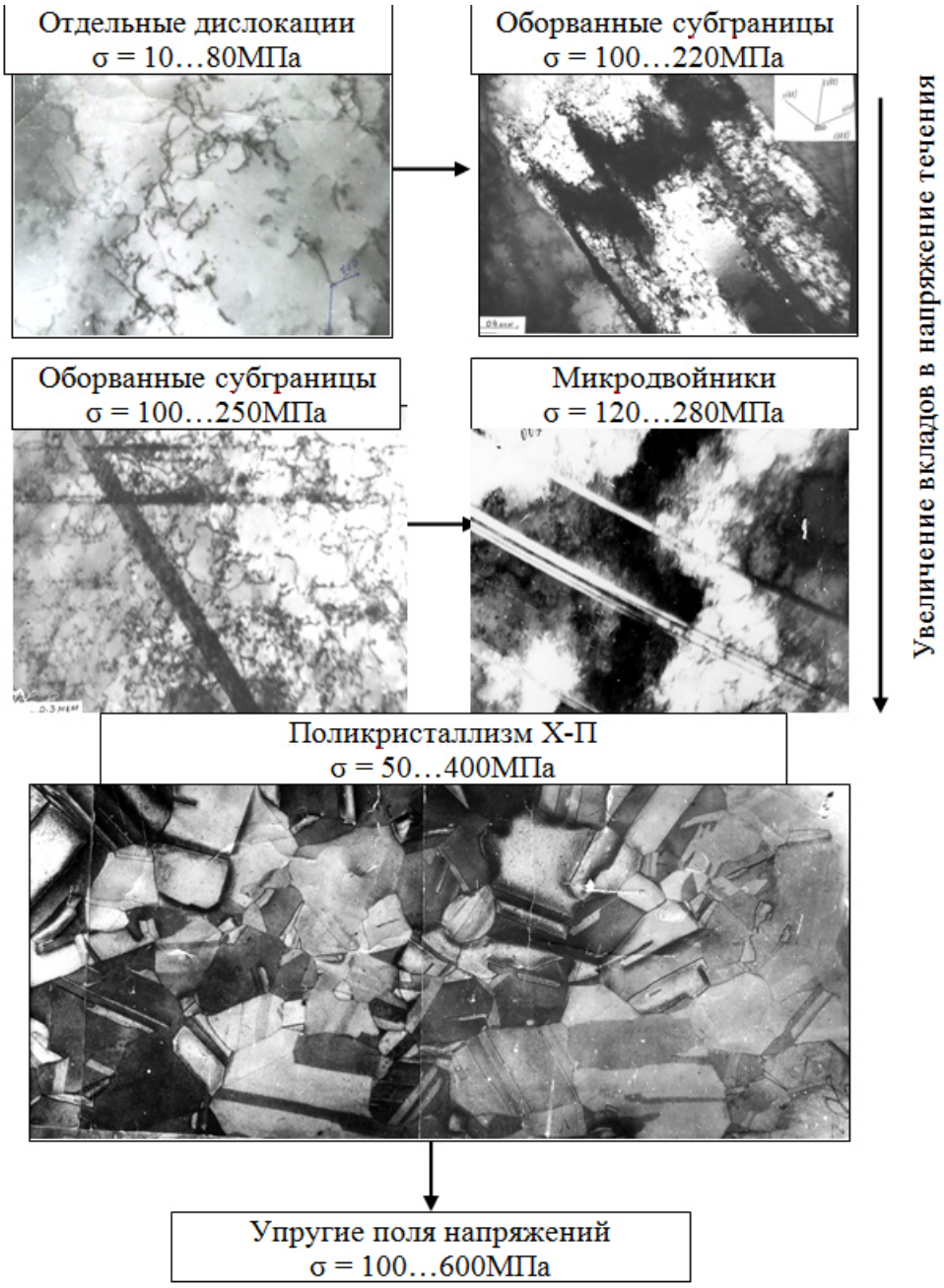


Рис. 1. Относительные вклады в напряжение течения от различных типов дислокационных субструктур, наблюдаемых во всех исследованных сплавах при разных концентрациях легирующего элемента и размерах зерен

Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FEMN-2020-0004).

1. Механизмы упрочнения твердых тел. /Под редакцией М.Л. Бернштейна. – М.: Металлургия. - 1965. - 367 с.
2. Strengthening Methods in Crystals. - London: Appl. Science Publishers LTD. 1971. - 623 p.
3. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения//Изв. Вузов. Физика. 1991. №3. С. 56-70.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-305

ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ С ПЕРЕРЕЗАЕМЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ НА ПРИМЕРЕ Al-Cu СПЛАВА УПРОЧНЕННОГО МЕДНЫМИ КЛАСТЕРАМИ

[1]Фомин Е.В., [1,2]Майер А.Е., [1,2]Красников В.С.

[1]Челябинский государственный университет, Челябинск

[2]Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

В работе исследуется деформация алюминиевого сплава, содержащего медные кластеры диаметром 1-2 нм с использованием многомасштабного подхода. Данные тип медных включений воспроизводит экспериментально полученные данные [1] циклического динамического нагружения в алюминиево-медном сплаве. На первом масштабном подходе молекулярно динамическое (МД) [2, 3] моделирование показывает, что основным механизмом взаимодействия краевой дислокации с кластером меди является перерезание включения (Рис. 1). Также, в МД наблюдаются только единичные случаи климба дислокации, частота которых увеличивается с повышением температуры. Однако уровни напряжений, в случае различных взаимодействий с кластером, практически не различаются. Кроме того, результаты МД моделирования показывают, что прочность медного кластера не зависит от концентрации атомов меди и их расположения внутри объема включения.

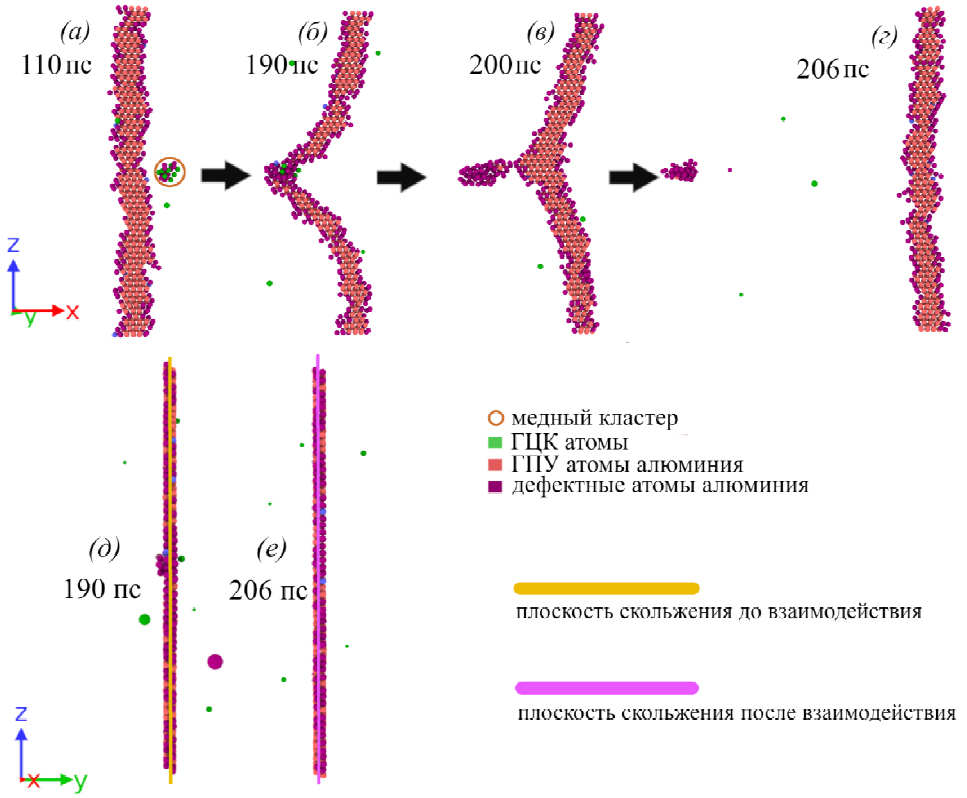


Рис. 1. Взаимодействие дислокации с кластером меди (20%) в алюминии при скорости сдвига 3 м/с и температуре 300 К: (а) дислокация движется навстречу включению, (б) торможение и изгиб дислокации во время взаимодействие с включением, (в) разрез включения дислокацией без перехода в соседнюю плоскость скольжения, (г) отделение дислокации от включения, (д) плоскость скольжения дислокации до взаимодействия и (е) плоскость скольжения дислокации после взаимодействия - это означает, что дислокация не выбрасывает свой сегмент в соседнюю плоскость скольжения во время взаимодействия

Предложена континуальная модель движения дислокаций в кристалле алюминии, содержащем медный кластер, с учетом кинетики разрезания включения. Параметры модели подбираются к данным МД симуляций с помощью Байесовского алгоритма (Рис. 2).

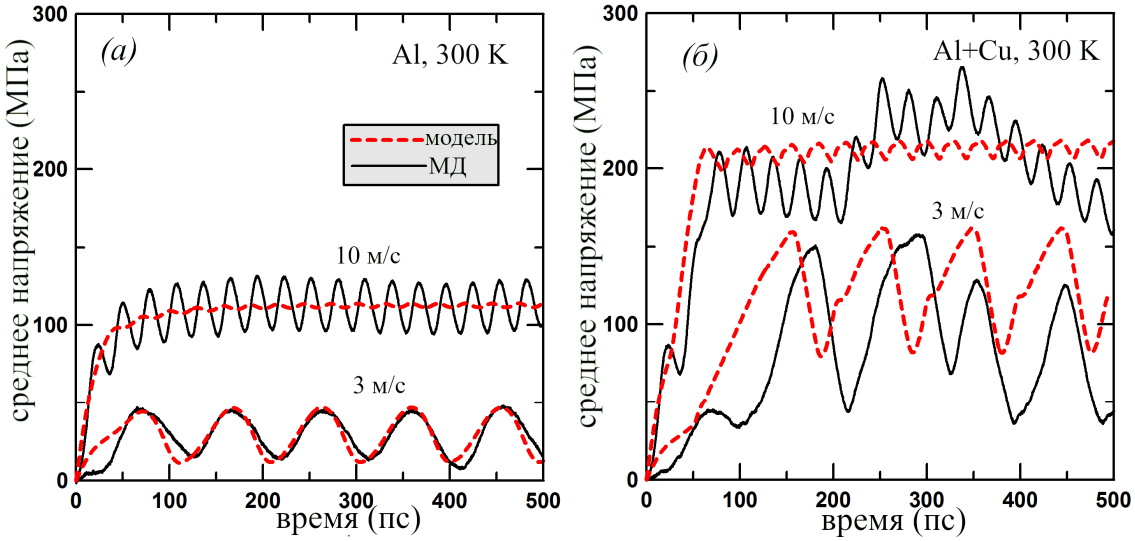


Рис. 2. Сравнение МД и модели для параметров, определенных Байесовским алгоритмом: среднее напряжение сдвига в системе при 300 K для случая (а) чистого алюминия и (б) алюминия с кластером меди диаметром 1 нм и с концентрацией 50% атомов меди

Модель движения дислокации с перерезанием включения реализована в 2-мерной дискретной дислокационной динамике (2М ДДД) [4]. Напряжение течения сплава, предсказанное с помощью 2М ДДД, демонстрирует разумное согласие с экспериментальными данными [1] – рис. 3. Расчеты показывают, что сплав упрочненный кластерам и меди демонстрирует на порядок меньшую неоднородность пластической деформации по сравнению со сплавом со сравнимым напряжением течения и объемной долей типичных фаз, выделяющихся при классическом старении, что также соответствует эксперименту.

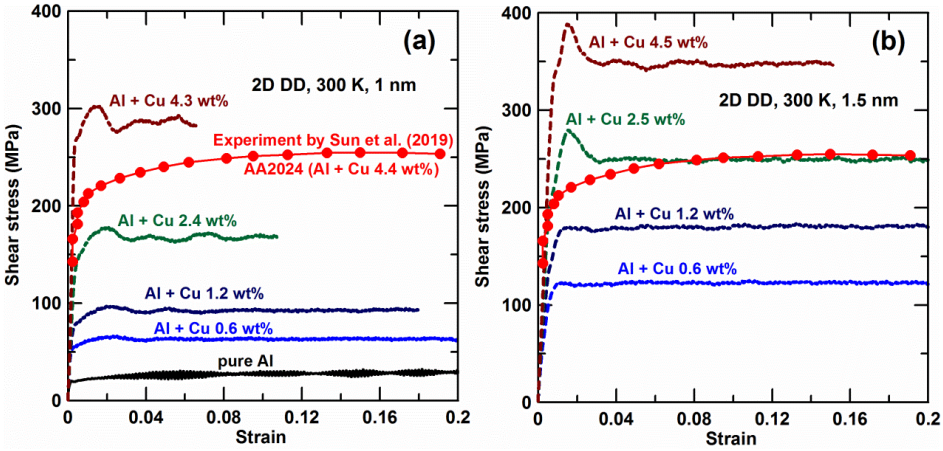


Рис. 3. Результаты 2М ДДД: кривые растяжения для алюминиевого сплава с медными кластерами размерами 1 нм (a) и 1,5 нм (b); массовое содержание меди указано около кривых

Работа выполнена в рамках гранта РНФ, проект № 18-71-10038.

1. Sun W., Zhu Y., Marceau R., Wang L., Zhang Q., Gao X., Hutchinson C. Precipitation strengthening of aluminum alloys by room-temperature cyclic plasticity // Science. 2019. V. 363. P. 972–975.
2. Plimpton S. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics // J. Comput. Phys. 1995. V. 117. P. 1–19.
3. Apostol F., Mishin, Y. Interatomic potential for the Al-Cu system // Phys. Rev. B. 2011. V. 83. P. 054116.
4. Krasnikov V.S., Mayer A.E., Pogorelko V.V. Prediction of the shear strength of aluminum with θ phase inclusions based on precipitate statistics, dislocation and molecular dynamics // Int. J. Plast. 2020. V. 128. P. 102672.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-306

ТРЕХУРОВНЕВАЯ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ: ПРИЛОЖЕНИЕ К ОПИСАНИЮ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ

Чечулина Е.А., Попов Ф.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь

Работа посвящена исследованию неустойчивого пластического деформирования в алюминиево-магниевых сплавах при невысоких скоростях деформирования и повышенных температурах (эффекта Портевена – Ле Шателье (ПЛШ)). Основным механизмом данного эффекта считается деформационное старение (как статическое, так и динамическое), что подтверждается многочисленными исследованиями [1,2].

Разработка физически обоснованных моделей для исследования неупругого деформирования моно- и поликристаллических материалов требует тщательного анализа механизмов и описания эволюции наиболее значимых для исследуемого процесса носителей деформации в их взаимодействии. Основная сложность учета взаимовлияния заключается в большом количестве видов носителей деформации, а также их различного взаимодействия как друг с другом, так и с другими дефектами.

Для описания неустойчивости упругопластического деформирования (эффекта ПЛШ) был выбран многоуровневый подход на основе физических теорий пластичности [3]. В основе модели лежит рассмотрение в явной форме механизмов деформирования на мезо- и микромасштабах. Использованы следующие иерархически связанные подмодели: подмодель макроуровня (представительного макрообъема для установления связи напряжений и деформаций в терминах макропараметров); подмодель мезоуровня-1 для определения напряженно-деформированного состояния в кристаллитах (зернах, субзернах); дислокационная подмодель мезоуровня-2 для описания взаимодействия атомов примеси с дислокациями.

На мезоуровне-2 рассматривается взаимодействие дислокаций с «собранными» при движении и находящимися в текущий момент времени в «виртуальной трубке захвата» атомами примеси, которое тормозит движение дислокаций. Соотношения для определения изменения концентрации атомов примесей за счет их «сбора» трубкой захвата основано на следующих положениях: 1. Если средняя скорость дислокаций меньше скорости диффузии $V_{дифф.}$ и текущая концентрация захваченных примесных атомов дислокациями $c_{захв.}^{(k)}$ меньше критической концентрации $c_{крит.}^{(k)}$, то в этом случае дислокация «собирает» в своей «трубке захвата» атомы примеси. 2. Если средняя скорость движения дислокаций меньше скорости диффузии $V_{дифф.}$ и текущая концентрация захваченных примесных атомов дислокацией $c_{захв.}^{(k)}$ равна критической концентрации $c_{крит.}^{(k)}$, то в этом случае дислокация движется с облаком примесных атомов постоянной (равной предельной) концентрации, которое одновременно «пополняется» новыми захваченными атомами примеси и испускает «избыточные» атомы. 3. Если средняя скорость дислокации больше скорости диффузии $V_{дифф.}$, происходит переход части примесных атомов из категории «захваченных» в разряд свободных; осуществляется расчет концентрации захваченных $c_{захв.}^{(k)}$ и свободных примесных атомов $c_{своб.}^{(k)}$ в зависимости от значения скорости дислокации $V^{(k)}$.

В дополнение к описанному выше механизму увеличения концентрации захваченных атомов примеси предлагается учитывать диффузию атомов примеси к остановленным на некоторых препятствиях (или движущимся с весьма малыми скоростями) дислокациям: если скорость дислокаций достигает некоторого критического значения $V^{*(k)}$, ниже которого можно считать дислокации остановленными, дислокации могут увеличить концентрацию захваченных атомов примеси за счет диффузии из примыкающих к дислокациям областей.

Общее соотношение для определения суммарной скорости изменения концентрации захваченных примесных атомов выглядит следующим образом:

$$\dot{c}_{захв.}^{(k)} = \frac{1}{R}\Big[c_{своб.} V^{(k)} H\left(V_{дифф.} - \left|V^{(k)}\right|\right) H\left(c_{крит.}^{(k)} - c_{захв.}^{(k)}\right) + \left(c_{своб} - c_{захв.}^{(k)}\right) V^{(k)} H\left(\left|V^{(k)}\right| - V_{дифф.}\right) +$$
$$+ c_{своб.} 2V_{дифф.} H\left(c_{крит.}^{(k)} - c_{захв.}^{(k)}\right) H\left(V^{*(k)} - \left|V^{(k)}\right|\right)\Big].$$

В работе принимается гипотеза об аддитивности вкладов со стороны каждого из учитываемых в модели механизмов упрочнения в критические напряжения по СС, так что скорость изменения критических напряжений полагается равной:

$$\dot{\tau}_c = \dot{\tau}_{hard} + \dot{\tau}_{im},$$

где $\dot{\tau}_{hard}$ – составляющая скорости изменения критических напряжений, обусловленная деформационным упрочнением, связанным с взаимодействием дислокаций с барьерами различной природы (включая дислокации леса, барьеры Ломера – Коттрелла и Хирта, границы зерен), $\dot{\tau}_{im}^{(k)}$– составляющая скорости изменения критических напряжений, обусловленная взаимодействием дислокаций с атомами примеси.

Для того, чтобы определить вклад в критические напряжения со стороны атомов примеси $\tau_{im}^{(k)}$ (добавочное напряжение в критическое напряжение по системе скольжения со стороны атомов примеси) используется соотношение [4]:

$$\dot{\tau}_{im}^{(k)} = \frac{\alpha V^{(k)} \beta^2}{\mathrm{b}^{(k)} D k_B T} \dot{c}_{захв.}^{(k)},$$

где β – параметр материала, зависящий от коэффициента Пуассона, энергии взаимодействия дислокации с атомом примеси и атомных радиусов основного материала и примесей, α– параметр модели, определяемый на основе экспериментальных данных, k_B – постоянная Больцмана, при этом коэффициент диффузии и температура полагаются постоянными на шаге интегрирования.

Важной частью создания новых и верификации существующих математических моделей теории пластичности является проведение экспериментальных исследований по упругопластическому деформированию материалов, в том числе при сложном нагружении. Для идентификации и верификации модели была разработана программа натурных испытаний на сложное нагружение трубчатых образцов из алюминиевых сплавов. На данный момент проведена серия испытаний на пропорциональное нагружение.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ, проект № FSNM - 2020-0027).

1. Horvath G., Chinh N.Q., Gubicza J., Lendvai J. Plastic instabilities and dislocation densities during plastic deformation in Al–Mg alloys // Materials Science and Engineering A. – 2007.– Vol. 445–446. – Pp. 186–192. DOI:10.1016/j.msea.2006.09.019

2. Kubin L. P., Estrin Y. Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin–Le Chatelier effect // Acta Metall. Mater. – 1990. –Vol. 38, No. 5. –Pp. 697-708. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90021-8

3. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. — Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019 – 605 с. DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV

4. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. – М.: Атомиздат. – 1972. – 600 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-307

КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАДИЙ ПЛОЩАДКИ ТЕКУЧЕСТИ И ЛИНЕЙНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

[1]Чирков А., [2]Ерёмин М.О.

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Проведён численный анализ стадий пластической деформации: площадки текучести и стадии линейного деформационного упрочнения низкоуглеродистой стали. При пластическом течении одни максимумы пластической деформации исчезают, а другие становятся ведущими. Последние обеспечивают основу для формирования раннего макроскопического очага разрушения. На основе полученных кинетических диаграмм выявлены особенности локализации пластической деформации на стадии линейного упрочнения. Применяется конечно-разностный анализ на основе микроструктуры. Был применён метод пошагового заполнения [1] для получения представительного объёма поликристаллического образца.

Показано, что полосы Людерса распространяются неоднородно, со средним отношением скорости фронта к скорости нагружения равным ≈ 35, что хорошо согласуется с данными, полученными в экспериментах [2]. Также показано, что абсолютное положение максимумов распределения пластической деформации изменяется со скоростью, равной скорости нагружения. Последнее свидетельствует о том, что взаимное расположение максимумов не меняется в процессе пластического течения.

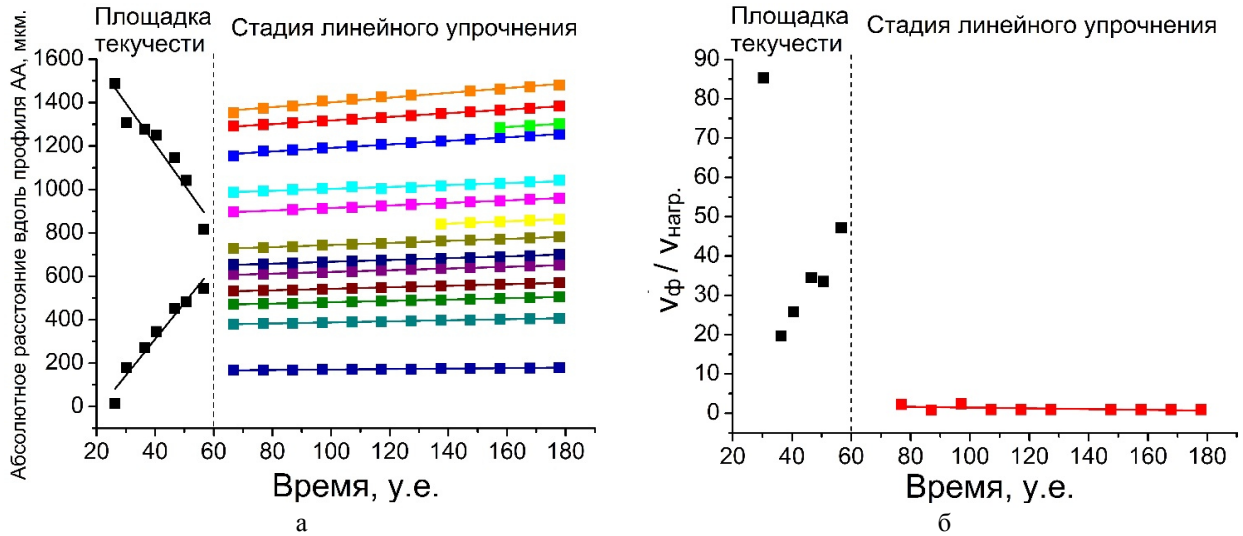


Рис. 1. Кинетическая диаграмма, полученная в результате обработки данных моделирования (а), отношения скорости максимума пластической деформации к скорости нагружения (б)

Работа была выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 20-31-90016.

1. Romanova, V.A., Balokhonov, R.R., 2019. A method of step-by-step packing and its application in generating 3d microstructures of polycrystalline and composite materials. Engineering with Computers. https://doi.org/10.1007/s00366-019-00820-2.

2. Zuev, L.B. and Barannikova, S.A., 2014. Experimental study of plastic flow macro-scale localization process: Pattern, propagation rate, dispersion. International Journal of Mechanical Sciences 88, 1–7. https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2014.06.012.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-308

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ TRIP СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni-Cr-C

Шайсултанов Д.Г., Поволяева Е.А., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В.
Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород

В последнее время значительное внимание материаловедов привлекают высокоэнтропийные сплавы (ВЭСы) с близким к эквиатомному содержанием элементов [1]. Этот интерес обусловлен необычными свойствами, которые демонстрируют ВЭСы [2]. В частности, ВЭС Fe60(CoNi)30Cr10 [3] обладает TRIP эффектом, благодаря чему обеспечивается значительное деформационное упрочнение и, как следствие, достигаются очень большие значения пределов прочности и пластичности; в ряде случаев снижение температур до криогенных даже повышают эти характеристики. При этом недостаточно высокий предел текучести без заметного ухудшения пластичности может быть повышен за счет легирования элементами внедрения, в частности углеродом, как это было показано на примере сплава Fe50Mn30Co10Cr10C0.5 [4]. В этом случае сплав дополнительно выигрывал за счет твердорастворного и дисперсионного упрочнения. Однако многие аспекты влияния углерода на структуру и свойства TRIP ВЭСов остаются неясными. Кроме того, не совсем понятно, как структура и свойства таких сплавов меняются в процессе термомеханической обработки. Таким образом, в настоящей работе мы (I) исследовали влияние содержания углерода (0-0.5 ат.%) на структуру литых сплавов на основе Fe60(CoNi)30Cr10 и (II) изучили влияние термомеханической обработки на структуру и свойства сплава с 0.5 ат.% C.

Сплавы Fe60(CoNi)30Cr10 (исходный) и Fe60(CoNi)30Cr9.5C0.5 были получены методом вакуумно-дуговой плавки. В литом состоянии сплав без углерода состоял из ГЦК и ОЦК фаз с объемной долей 90% и 10%, соответственно. Легирование углеродом привело к формированию единой ГЦК структуры. Добавление углерода повлияло на механические свойства: пластичность значительно повысилась, а предел прочности сохранился на уровне исходного сплава. Кроме того, сплав с 0,5 ат.% C подвергался холодной прокатке с обжатием 80% и последующему отжигу при 700-900˚C в течение 10 мин. После холодной прокатки сформировалась двухфазная структура, состоящая преимущественно из ГЦК фазы с объемной долей 89% и ОЦК фазы. Отжиг привел к 1) превращению ОЦК-фазы, вызванной деформацией, в ГЦК-фазу; (ii) развитии возврата и рекристаллизации; (iii) выделению обогащенных хромом карбидов M23C6. Сплав в холоднокатанном состоянии показал высокую прочность и низкую пластичность. Отжиг вызвал разупрочнение и повышение пластичности. Обсуждаются взаимосвязи между химическим составом, структурой и механическими свойствами сплавов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10093).

1. Miracle, D. B.; Senkov, O. N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Mater. 2017. №122. C. 448–511.
2. Yeh, J.-W. Recent Progress in High-Entropy Alloys // Ann. Chim. 2006. №31. C. 633–648.
3. Bae, J. W.; Seol, J. B.; Moon, J.; Sohn, S. S.; Jang, M. J.; Um, H. Y.; Lee, B. J.; Kim, H. S. Exceptional phase-transformation strengthening of ferrous medium-entropy alloys at cryogenic temperatures // Acta Mater. 2018. № 161. C. 388–399.
4. Li, Z.; Tasan, C. C.; Springer, H.; Gault, B.; Raabe, D. Interstitial atoms enable joint twinning and transformation induced plasticity in strong and ductile high-entropy alloys // Sci. Rep. 2017. №7. 40704.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-309

МЕХАНИЗМЫ ЗАРОЖДЕНИЯ И РОСТА ТРЕЩИН В ОБЛАСТИ СВМУ ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe, Ti, Ni И Al

[1,2]Шанявский А.А., [2]Никитин А.Д., [1]Солдатенков А.П.
[1]Авиарегистр России, Московская область, Химкинский район
[2]Институт автоматизации проектирования РАН, Москва

Область сверхмногоцикловой усталости (СВМУ) металлических материалов ограничена долговечностью 10^8 циклов, если рассматривать эволюцию в поведении металлов по шкале напряжений в направлении их возрастания при соответствующем уменьшении количества циклов до разрушения материала. Эта граница размыта и представляет собой область бифуркационного перехода от СВМУ к многоцикловой усталости (МНЦУ) в некотором интервале напряжений, когда возникает бимодальное распределение усталостной долговечности с разной вероятностью распределения долговечности при фиксированном уровне напряжения.

Трещины в области СВМУ зарождаются в основном материале на удалении от поверхности, что вызывает для практического обеспечения безопасности эксплуатации конструкций большие проблемы в диагностике или периодическом контроле состояния материала и, тем более, требует решения проблемы своевременного выявления уже распространяющейся под поверхностью трещины.

В представленном докладе рассматриваются в систематизированном виде предложенные к настоящему времени различные модели возникновения усталостных трещин под поверхностью в статистически однородных материалах на основе Fe, Ti, Ni и Al. Они объясняют процессы деформации и разрушения металлов, отражающие выявленные фрактографически и металлографически в плоскости перпендикулярно излому, различные виды рельефа и структуры металла в зонах зарождения трещин. Подчёркнуто, что начальное развитие трещин связано с различием в механизмах накопления повреждений, реализуемых в связи с существующей масштабной иерархией процессов усталостного разрушения металлов. Она рассмотрена с использованием относительного уровня напряжения $\sigma_{0.2}/\sigma_i$ и σ_y/σ_i, где σ_y, $\sigma_{0.2}$ и σ_i– предел упругости и текучести материала, а также действующее в металле максимальное напряжение цикла, соответственно.

Продемонстрированы различия видов очагов разрушения для всех указанных металлов на основе Fe, Ti, Ni и Al, что сопоставлено с результатами изучения состояния металла под очагами для сплавов на основе Fe и Ti. Рассмотрено влияние асимметрии цикла на рельеф излома в очагах разрушения, а также подробно демонстрируется влияние различных структурных состояний титановых сплавов в связи с процессами их деформирования на механизм формирования очага разрушения. Проанализировано принципиальное отличие в механизмах зарождения трещин в области перехода от СВМУ непосредственно в область малоцикловой усталости (МЦУ), т.е. когда соотношение $\sigma_{0.2}/\sigma_{-1} > 1$, где σ_{-1} представляет собой, так называемый, предел усталости материалов.

Обобщены особенности процессов разрушения на стадии роста трещин под поверхностью с точки зрения формирования рельефа излома и с точки зрения математического описания этого процесса для прогнозирования длительности роста усталостной трещины, а также возможности её оценки после разрушения по параметрам рельефа излома. Показано, что длительность развития усталостной трещины в случае стационарного режима нагружения зависит от размеров зон разрушения по этапам роста трещины, а также от размеров самого образца. Она не превышает величину $d/2a_q$, где d – диаметр круглого образца, a_q – квант разрушения, являющийся минимально возможной величиной единичного прироста за цикл усталостной трещины, составляющий несколько параметров кристаллической решётки.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-19-00705).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-310

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, НИОБИЯ И ЦИРКОНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

[1,2]Шаркеев Ю.П., [1]Ерошенко А.Ю., [1,3]Майрамбекова А.М.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Прогнозирование долговечности и разработка методов её повышения конструкционных материалов для техники и медицины является важнейшей фундаментальной задачей и имеет приложения в различных областях материаловедения. Создание объемной наноструктурированной (НС) и/или ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в металлах и сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД), а также дополнительные термомеханические обработки, позволяют кардинально повысить механические свойства металлических материалов (пределы текучести и прочности, твердость, предел выносливости и циклическая долговечность и др.). Формирование в металлах НС и / или УМЗ состояния существенно повышает предел циклической выносливости не только в области многоцикловой (более 10^6 циклов), но и в области сверхмногоцикловой (гигацикловой) усталости, т. е. более 10^9 циклов [1,2]. Известно, что в процессе циклического нагружения происходит интенсивное выделение теплоты на поверхности материала, а также изменение структуры и накопление структурных дефектов в объеме материала. Метод инфракрасной (ИК) термографии позволяет получать детальную информацию о тепловых процессах зарождения и распространения усталостных трещин, а также данные для анализа закономерностей преобразования и накопления энергии при проведении механических испытаний [3]. Ряд работ выполнено по исследованию микроструктуры и измерению физико-механических свойств материалов медицинского назначения, в которых сформирована нано- или УМЗ структура методом ИПД. В первую очередь, это титан марок ВТ1-0, ВТ1-00, Grade 1, Grade 2, в меньшей степени сплав Zr-1 мас.% Nb и низкомодульный β-сплав Ti-45 мас.% Nb. В тоже время, число работ, в которых исследуются процессы теплообразования в процессе усталостных испытаний при циклических нагрузках УМЗ металлах и сплавах с использованием метода ИК термографии невелико. Вопросы, связанные с исследованиями закономерностей преобразования и накопления энергии, а также механизмами разрушения в процессе циклических испытаний в режиме много- и гигацикловой усталости, остаются до настоящего времени не изученными и требуют детального анализа, в том числе и для биоинертных сплавов медицинского назначения.

Целью настоящей работы являлось установление влияния УМЗ состояния в сплавах на основе титана, ниобия и циркония на усталостное поведение при много– и гигацикловом режимах нагружения и на особенности механизмов разрушения.

В качестве материала исследования были выбраны технический чистый титан ВТ1-0, цирконий, легированный ниобием – сплав Zr-1 мас. % Nb (Zr1Nb), и β-сплав Ti-45 мас. % Nb (Ti45Nb). УМЗ структуру со средним размером элементов не более 0,25 мкм в исследуемых сплавах получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации, который включал abc-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках при комнатной температуре с последующим дорекристаллизационным отжигом при 350°С [4].

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа УМЗ структура в титане представлена субзернами α-Ti, а в сплаве Zr1Nb состоит из субзерен матричной фазой α-Zr и частиц β-Nb. УМЗ сплав Ti45Nb имел бимодальную структуру, в которой присутствует субзерна основной β-фазы на основе твердого раствора титана и / или ниобия и субзерна α-фазы, а также наноразмерные частицы ω-фазы.

Исследуемые образцы в виде цилиндрических лопаток подвергались нагружению на ультразвуковой резонансной усталостной машине Shimadzu USF-2000 в режиме

гигацикловой усталости при частоте 20 кГц с коэффициентом асимметрии цикла, равным -1 [2]. В ходе циклических испытаний установлено, что исследуемые сплавы в УМЗ состоянии показывают более высокие свойства к сопротивлению усталости как при многоцикловом, так и при гигацикловом нагружении. Формирование УМЗ структуры в титане приводит к увеличению предела усталости титана в 1,3 раза, а в сплавах Zr1Nb и Ti45Nb, соответственно в 1,7 и 1,5 раза по сравнению с крупнокристаллическим (КК) состоянием в гигацикловой области.

Методом ИК термографии показано, что процесс циклического деформирования образцов ВТ1-0, Zr1Nb и Ti45Nb в УМЗ и КК состояниях сопровождается зарождением и распространением очага тепловыделения. Однако при циклическом нагружении исследуемых УМЗ сплавов наблюдается качественное изменение процесса диссипации поглощения энергии. Можно предположить, что механическая энергия в случае нагружения образцов с КК структурой в большей степени «трансформируется» в упругую энергию решетки, тогда как образцы в УМЗ состоянии обладают большими каналами для распределения и диссипации энергии. Для УМЗ сплава Ti45Nb определенную роль в формировании диссипативного вклада играет не только размерный фактор структуры, но и наличие дисперсных частиц вторых фаз.

Проведен сравнительный анализ морфологии поверхностей разрушения (изломов) после усталостных испытаний для образцов сплавов в КК и УМЗ структурных состояниях. Характерным отличием поверхностей разрушения образцов УМЗ и КК сплавов является отсутствие на РЭМ-изображениях четких границ между зонами зарождения трещины и распространения трещины. На основе фрактального количественного анализа рельефа поверхности разрушения образцов титана, сплавов Zr1Nb и Ti45Nb в УМЗ состоянии обнаружено формирование характерных деформационных зон при циклическом нагружении, определены значения масштабного инварианта, показателя Херста, и соответствующие им масштабы, характеризующие развитие усталостного разрушения, которые позволили выявить на поверхности разрушения области зарождения и распространения трещины в режиме гигацикловой усталости. Показано, что для всех типов образцов зарождение магистральной трещины происходило вблизи поверхности, затем трещина распространялась вглубь образца. В работе обсуждается механизмы усталостного разрушения титана, сплавов Zr1Nb и Ti45Nb в КК и УМЗ структурных состояниях при испытаниях в режиме гигацикловой усталости.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004. Результаты были получены на приборах Carl Zeiss Axio Observer, JEOL JEM 2100 и LEO EVO 50 в ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН (ЦКП ТНЦ СО РАН), Shimadzu USF-2000, FLIR CEDIP Silver450M, ZYGO New View 5010 (ПФИЦ УрО РАН). Авторы выражают благодарность Наймарку О.Б., Оборину В.А., Банникову М.Б., Терехиной А.И., Чебодаевой В.В., Глухову И.А. и Толмачеву А.И. за участие в проведении экспериментов и обсуждении результатов экспериментов.

1. Sakai T., Nakawaga A., Oguma N., Nakamura Y., Ueno A., Kikuchi S., Sakaida A. A review on fatigue fracture modes of structural metallic materials in very high cycle regime // Int. J. Fatigue. – 2016. – Vol. 93 (2). – pp. 339–351.
2. Naimark O., Palin-Luc T. Gigacycle fatigue: Gigacycle *fatigue: non-local and scaling aspects of damage localization, crack initiation and propagation // Proced. Struct. Integ.* – 2016. – Vol. 2. – pp. 1143–1148.
3. Moyseychik E.A., Vavilov V.P., Kuimova M.V. Infrared Thermographic Testing of Steel Structures by Using the Phenomenon of Heat Release Caused by Deformation // J. Nondestr. Eval. – 2018 – Vol. 37 (2) – pp. 28-1–28-10.
4. Sharkeev Yu.P., Eroshenko A.Yu., Glukhov I.A., Zhu Q., Tolmachev A.I. Physical Mesomechanics of Multilevel Systems: AIP Conf. Proc. – 2014. – Vol. 140, 1. – pp. 567–570.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-311

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ АЛЮМИНИИ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

[1]Шахиджанов В.С., [1]Власов И.В., [2]Нехорошева О., [1]Романова В.А.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Эволюция деформационного рельефа в технически чистом алюминии в условиях одноосного растяжения исследована с помощью методики разработанной в [1].

Микроструктура образцов была исследована методом дифракции обратно рассеянных электронов. Профили поверхности измерялись при заданных степенях деформации растяжения до момента разрушения. Для количественной оценки рельефных образований на мезоуровне для всех профилей определялся безразмерный параметр интенсивности деформационного рельефа, представляющий собой отношения длины измеренного профиля к длине его проекции [1]. Показано, что величина этого параметра на мезоуровне коррелирует со степенью локальной пластической деформации, в соответствии с экспоненциальной зависимостью. Коэффициент корреляции составляет 0.94-0.97. В месте образования шейки наблюдался нелинейный рост интенсивности деформационного рельефа на мезоуровне до видимых проявлений макролокализации. Исследована зависимость характеристик рельефных образований от кристаллографической текстуры.

Работа поддержана Российским научным фондом (№20-19-00600).

1. V. Romanova, R. Balokhonov, E. Emelianova, E. Sinyakova, M. Kazachenok, Early prediction of macroscale plastic strain localization in titanium from observation of mesoscale surface roughening, International Journal of Mechanical Sciences, V. 161–162, 2019.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-312

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕЖИМА СТАРЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА С ПОСТОЯННЫМ МОДУЛЕМ УПРУГОСТИ

[1,2]Шляхова Г.В., [1]Бочкарева А.В., [1]Надежкин М.В., [1]Зуев Л.Б.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, Северск

Варьирование режимов термической обработки (закалки, старения) промышленного элинварного сплава Ni-span-C alloy 902 дает возможность заметно изменить не только физико-механические характеристики (прочностные и пластические свойства), но и воздействовать на стабильность структур в широком температурном диапазоне. Несмотря на достаточный опыт его практического применения существует ряд вопросов научного и прикладного характера, не получивших до настоящего времени достаточного освещения. Так, отсутствуют сведения, касающиеся роли структурного фактора на полноту элинварного эффекта. Важность этой проблемы определяется оптимизацией режимов термообработки, позволяющей сбалансировать показатели структуры и прочностных характеристик сплава, с одной стороны, и термоупругих свойств, с другой.

Известно, что значительно повысить прочностные характеристики элинварного сплава можно варьируя режимы термообработки (температура и время выдержки). Для получения оптимальных механических и физических свойств дисперсионно-твердеющие сплавы типа Ni-span-C alloy 902 закаливали в воду от температур в интервале 910÷950 °С. Результаты механических испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре с использованием универсальной машины LFM-125 показали, что закалка образцов при температурах 910 °С и 950 °С в воду не добавляет значимых различий в прочностных свойствах сплава. Общее удлинение до разрыва ε_{tot} остается неизменным. Предел прочности сплава меняется несущественно. После закалки сплав приобретал высокую пластичность, а последующее упрочнение данного сплава происходило в процессе старения.

Для определения оптимальной температуры старения исследования проводились при температуре (°С): 600, 650, 700, 750. Анализ полученных результатов позволил установить температуру старения, при которой значения твердости достигают максимальных значений. Оптимальным значением температуры старения выбрана Т = 675±20°С. Для оценки оптимального времени выдержки при старении исследуемого сплава было выбрано 6 временных интервалов (час): 0,5; 1, 2, 3, 4, 5. Анализ результатов изменения твердости в зависимости от времени выдержки позволил установить, что при длительности старения более 3 часов твердость увеличивается незначительно, а после 4 часов остается на том же уровне. Процесс образования дисперсионных фаз завершается в течение 3-4 часов, отсюда считаем, что оптимальным параметром в данном случае является время выдержки 4 часа.

Таким образом, при добавлении операции старения после закалки пластичность сплава снижается вдвое, но при этом условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ возрастает в 2,5 раза, а предел прочности σ_B увеличивается почти вдвое. В Таблице 1 представлены результаты экспериментально подобранных режимов термического старения, при которых реализуется наиболее благоприятное соотношение физико-механических свойств исследуемого сплава с сохранением его элинварных свойств.

Таблица 1. Режимы термообработки Ni-span-C alloy 902

№ режима ТО	Режим термообработки
1	закалка 910 °С в воду, старение 675 °С в течение 4 часов
2	закалка 950 °С в воду, старение 675 °С в течение 4 часов

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-313

О МОДЕЛИ КОМПАКТИРОВАНИЯ НАНОПОРОШКА МЕТАЛЛА

Эбель А.А., Майер А.Е.
Челябинский государственный университет, Челябинск

В работе предложена модель компактирования нанопорошка металла. Она учитывает изменение формы наночастиц при взаимном вдавливании, действие поверхностного натяжения, упругих напряжений и пластической деформации частиц. Отметим, что пластическая деформация играет важную роль при компактировании наночастиц. Для включения пластичности в модель используется дислокационный подход. Модель рассматривает стадию свободной релаксации, когда наночастицы взаимно притягиваются из-за поверхностного натяжения и взаимно отталкиваются из-за упругих напряжений, и стадию компактирования, когда взаимодействие между упругой деформацией и пластичностью определяет механический отклик порошка. Модель компактирования нанопорошка может быть использована для макроскопического моделирования ударно-волновых процессов, для описания локальной механической реакции и оценки степени компактирования нанопорошка. Для оценки результатов расчетов модели проведено молекулярно-динамическое моделирование динамического компактирования нанопорошков частиц алюминия с диаметром в диапазоне 6–30 нм. Сравнение с результатами молекулярно-динамического моделирования показывает, что предложенная модель адекватно описывает как стадию релаксации, так и стадию компактирования порошка. В работе также рассмотрены эффекты температуры и скорости деформации при компактировании наночастиц.

Работа выполнена в рамках государственного задания ЧГУ, № 075-00992-21-00.

1. Mayer A.E. Shock-induced compaction of nanoparticle layers into nanostructured coating / A.E. Mayer, A.A. Ebel // Journal of Applied Physics. 2017. Vol. 122. P. 165901.
2. Mayer A.E. Plastic deformation at dynamic compaction of aluminum nanopowder: molecular dynamics simulations and mechanical model / Mayer A.E., Ebel A.A., Al-Sandoqachi M.K.A. // International Journal of Plasticity. 2020. Vol. 124. P. 22-41.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-314

GAPPED MOMENTUM STATES AND PIEZO-NUCLEAR EFFECTS IN STRONGLY COUPLED MESOSCOPIC SYSTEMS

Naimark O.B.
Institute of Continuous Media Mechanics UB RAS, Perm

The gapped momentum states (GMS) are related to dissipation and momentum transfer in out-of-eqiulibrium open systems revealing the so-called *phase relaxation*. The phase relaxation is considered as the non-affine displacements in the deformation field of solids or liquids and connected to the defects induced topological properties. GMS states experiments have shown the existence of propagating shear waves at low frequency in confined liquids associated to solid-like elastic effects [1]. The finite elasticity of confined liquids as the structurally disordered condensed matter with spontaneously broken translations in the presence of phase relaxation leads to the effectively cuts off low-energy eigenmodes of the system. There are two conventionally discussed dispersion relations: the gapless phonon-like DR and the DR with the energy or frequency gap. The third type of DR has been emerging in different areas of physics: the gapped momentum states (GMS) when the DR with the gap in momentum, or k-space. Increasing interest for the gapped momentum states (GMS) is related to important implications for dynamical and thermodynamic properties of the system that are characteristic for plasticity and turbulence. Traditionally GMS emerge in the Maxwell-Frenkel approach to liquid viscoelasticity, relate the *k*-gap to dissipation and observe how the gaps in DR can continuously change from the energy to momentum space. The existence of specific type of criticality - the structural-scaling transition in mesoscopic systems with defects, and the Ginzburg-Landau phase field phenomenology of the free energy release allowed the interpretation of different GMS due to the generation of collective modes of defects (breathers, solitary waves, blow-up dissipative structures) that have the nature of the self-similar solutions of the generalized Ginzburg-Landau evolution equation. These collective modes have specific spatial-temporal dynamics responsible for the critical momentum cutoff and subordination of the condensed matter relaxation properties to the dynamics of these modes. Qualitative change of relaxation properties and the mechanism of dissipation were supported by the experiment in shocked liquid established the power universality of shock wave front that is characteristic of plastic wave fronts in metals. The k-gap in this case is related to the metastability (bistability) of out-of-equilibrium free energy of condensed matter with microshears in the condition of spinodal metastability decomposion according to the structural-scaling transition kinetics. The power law of viscosity versus strain rate reflects the existence of universality for the viscosity limit in solid and liquid states. Other asymptotic limit corresponding to the strong coupled mesoscopic systems was studied in the experiment for shock wave loading of the fused quartz rod, when the failure wave was initiated with characteristic delay after the path of shock front. The failure wave dynamics was explained as the resonance initiation of the consequent set of the blow-up collective modes in the microshear ensemble. Assuming nano size length of fragments in failure wave area the KSS limit can be estimated to define the entropy of failure wave area according to the set of blow-up modes [2, 3]. Considering this set of collective modes as the complex blow-up dissipative structure the surface topology of the failure wave front can be considered as the holographic image of the collective modes of defects in the bulk of the sample [2].

To identify the extremely damaged area (associated with Failure Wave) with the area of the BH (Black Hole) phase transformation (in acoustic limit $U \leq G$) it is naturally to assume that this area has extremely high entropy corresponding to the set of complex blow-up structures consisting the simple blow-up modes. The driving force for this limiting fragmentation is extremely high structural stresses (energy density) initiated by defects at the front of blow-up mode. Propagation of Failure Wave leads to the increase of dramatically comminuted area and the number of blow-up modes `that represents the *internal degrees of freedom*. This tendency in the entropy evolution is similar to the Bekenstein-Hawking entropy [3] in the BH phase transition and the value of this area can be considered as the entropy measure.

Initiation of Failure Wave can be considered as the acoustic limit of the phase transition in shocked solid and is the analogous to the phonon field describing collective excitations of a crystal lattice in the low-temperature limit. Similar ideas were discussed by Sakharov for entropy determination of gravity systems in the presence of collective excitation of the mass field. This similarity follows from statistical thermodynamics of matter with mesodefects, which reveals universality in the global symmetry properties caused by the collective modes dynamics. It should be noted that statistical integral of mesoscopic systems with defects is invariant with respect to structural scaling parameter playing the role of the effective δ. Thus, the considered scenarios of fragmentation of a matter can be presumably be extended to arbitrary energy densities which are not necessarily bounded by the acoustic limit in solid. The minimal length of fragments in the "acoustic limit" can be estimated using the natural parameters with independent dimensions: elastic modulus G, material density ρ and Plank's constant h[3].

$$\xi = \left(\frac{h}{\rho(G/\rho)^{1/2}}\right)^{1/4} \sim (10^{-9} - 10^{-10})m,$$

The length ξ corresponds to the transition from the acoustic limit (energy density $G = \rho C^2$, C is the sound speed) to the quantum area, when the scenario of structural-scaling transition and related thermodynamics can be extended to the phase transition scenario for the energy density $U > G$. Failure Wave is the limit case of fragmentation in intensive shock with initiation of single extremely damaged area of length L_c with particle sizes close to acoustic limit size $\xi \sim 10^{-9} m$.

The universal scenario of structural-scaling transition for the increasing energy density allowed the interpretation of the Piezonuclear Reactions effects in brittle fractured materials, when neutron emission was measured in bursts with variations of the concentration of elements obtained on the undamaged surface [4,5].

The reseach was supported by the Project of the Perm Region Covernment (agreement n. №562).

1. Baggioli M., Vasin M., Brazhkin V., Trachenko K . Gapped momentum states // Physics Reports. - 2020 .- V.865 .- P. 1–44.
2. Naimark O.B., Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Cintinua, *Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure*, Capriz, G. and Mariano, P., eds., Boston: Birkhauser, 2004, pp. 75–114.
3. Naimark O.B., Structural-Scale Transitions in Solids with Defects and Symmetry Aspects of Field Theory, *Phys. Mesomech*., 2010, vol. 13, no. 5–6, pp. 306–317.
4. Carbone F., Carpinteri A., Lacodogna G. Piezonuclear neutrons from fracturing of inert solids // Phys.Lett.A.- 2009.- v.373.-P. 4158-4163.
5. Carpinteri A., Manuello A. An indirect evidence of piezonuclear fussion reactions // Geomechanica and geochemical evolution in the Earth's crust // Physical Mesomechanics.- 2012.-V.15.-n.2.-P.51-60.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-315

KINETICS OF CRACK BRIDGED ZONE FORMATION IN SELF-HEALING PROCESS

Perelmuter M.N.
Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics of RAS, Moscow

During the past decades a wide range of self-healing materials (metals, polymers, ceramics) and various approaches for cracks self-healing in these materials have been developed. To improve the efficiency of these procedures, analytical and numerical estimations of various factors influence on materials self-healing processes are required. Also the experimental investigations in many cases can be extremely long and labor-consuming. In this paper to model materials self-healing processes we use the bridged crack model [1]. This model allows to analyze fracture toughness of heterogeneous materials on the basis of micromechanical properties of bonds including bonds kinetics [2]. We extend this model for cracks self-healing and consider quasistatic problem for a bridged crack with increases ligaments stiffness over time. Bonds restoration is considered on the basis of the thermal fluctuation kinetic model together with the crack bridged zone model.

The restoration of bonds inside of cracks (cracks self-healing) is considered on the basis of fluctuation kinetic model. We assume that the increase in the density of bonds between the crack faces over time $n_h(x,t)$ is governed by a first-order kinetic equation

$$\frac{dn_h(x,t)}{dt} = \frac{n_0 - n_h(x,t)}{\tau_h(x,\sigma)} \tag{1}$$

Here n_0 is the maximum of bonds density between crack faces, τ_h is the characteristic time of bonds healing ($1/\tau_h$ is the healing rate constant) defines by the Arrhenius type relation

$$\tau_h(x,\sigma) = \psi(x,\sigma)A(T), \qquad A(T) = \tau_0 \exp\left(\frac{U_h}{RT}\right) \tag{2}$$

where $\tau_0 = \alpha h/kT$ is the characteristic time, h is Planck's constant, k is the Boltzmann constant, T is absolute temperature, α is a dimensionless coefficient depending on the material type (polymer, metal or ceramics), U_h is the energy of bonds healing, R is the gas constant. Dimensionless function $\psi(x,\sigma)$ defines the dependence of the bond healing time on the distance to the crack tip and the external load.

The solution of equation (1) (at the initial condition $n(x,0) = 0$) gives the time variation of density of bonds $n_h(x,t)$ formed between the crack faces

$$n_h(x,t) = n_0\left[1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_h(x,\sigma)}\right)\right] \tag{3}$$

The increasing in the bond density over time leads to increasing the bonds stiffness in the crack bridged zone. Accordingly, the bond compliance in the crack bridged zone is the decreasing function of time.

This approach enables us to model formation of the crack bridged zone by means of bonds compliance variation over time. The model of bonds compliance variation based on relations (1)-(3) is implemented into the program of the interface crack bridged zone formation (cracks healing) [3].

The numerical calculations were performed for plane strain conditions and the following elastic constants of the joint materials and bonds (stainless steel-polymer): $E_1 = 200\ GPa$, $E_2 = 25\ GPa$; $E_b = E_2$, $\nu_1 = \nu_2 = 0.30$. The purpose of calculations is to analyze the effectiveness of self-healing processes depending on the bridged zone length and the bonds properties (the measure of efficiency is the level of module of stress intensity factors (MSIF) at the crack tip).

Computation of the MSIF dependence on the healing time and the other model characteristics were performed for the following problem parameters: the activation energy of the healing process is $U_h = 100\,kJ/mole$, the characteristic time is $\tau_0 = 10^{-10}s$, the final bonds density is $n_0 = 10^{18}m^{-2}$, the healed crack size is $2\ell = 10^{-3}m$, temperature of self-healing process is

$T = 310\ K$, the external tension loading is $\sigma_0 = 10\ MPa$. Time of self-healing t is given below as the dimensionless parameter t/t_m, where $t_m = A(T)/N_{st}$ and $N_{st} = 499$ is maximal number of solution time-steps.

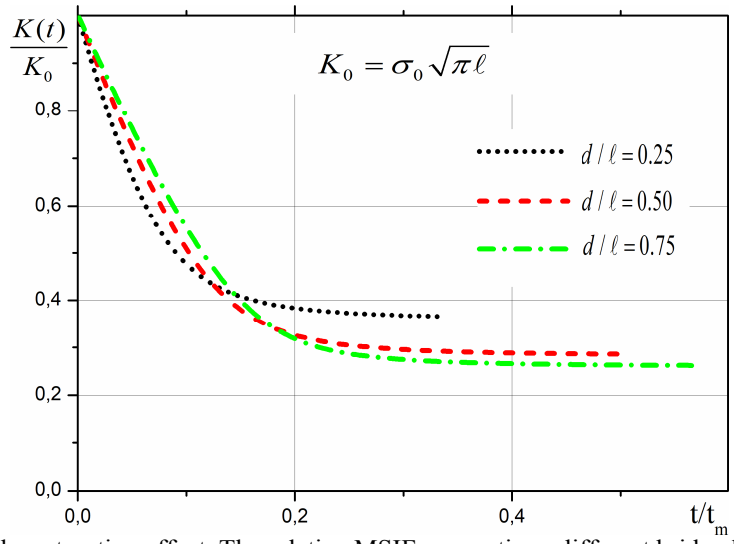


Fig. 1. Bonds restoration effect. The relative MSIF versus time, different bridged zones sizes

The results for different lengths of crack parts filled with a healing agent (bridged zones) are shown in Fig. 1. If only the crack quarter length is involved in the self-healing process then the materials interface strengthening (decreasing of the MSIF) is already reasonable compared to the cases d/ℓ=0.5 and d/ℓ=0.75. Variations in normal stresses along the bridged zones are shown in Fig. 2. It can be noticed that the area under the graph for d/ℓ=0.5 at the final state is approximately equal to the area under the graph for d/ℓ=0.75 and this parameter defines the MSIF value, see [2].

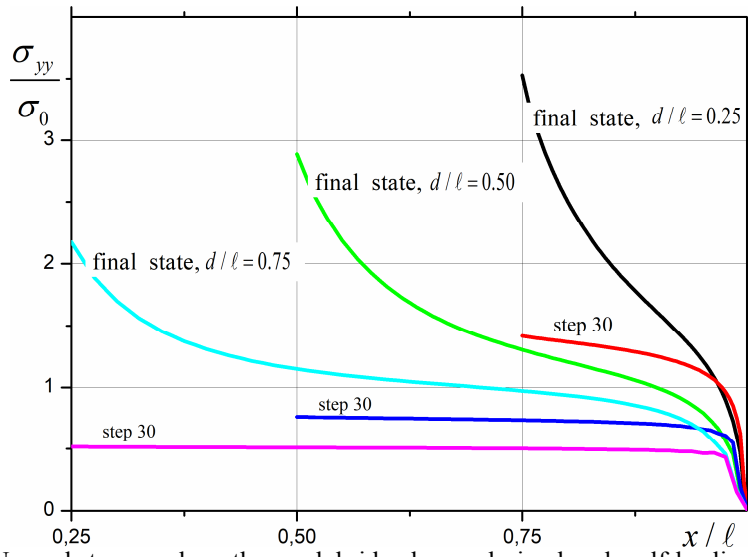


Fig. 2. Normal stresses along the crack bridged zone during bonds self-healing process

This work is supported by the Russian Science Foundation under grant No. 19-19-00616.

1. Goldstein R.V., Perelmuter M.N. Modeling of bonding at the interface crack // Int. J. of Fracture. 1999. V.99. N.1/2, P. 53-79.
2. Goldstein R.V., Perelmuter M.N. Kinetics of interface cracks formation and growth // Mechanics of Solids. 2012, V.47. N. 3. P. 87-102.
3. Perelmuter M. N. Modeling of the self-healing kinetics of cracks // Phys. Mesomech. 2019. V. 22 N.4. P. 47-55.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-316

TOWARDS HALL-PETCH LAW AND FLOW STRESS FOR A CLASS OF POLYCRYSTALLINE MATERIALS WITH EQUILIBRIUM DEFECT STRUCTURE

[1]Ivic Z., [1]Cevizovic D., [2]Reshetnyak A.A.
[1]Vinca Institute of Nuclear Sciences, University of Belgrade, Serbia
[2]Tomsk State Pedagogical University, Tomsk

A theory of flow stress, including the yield strength, σ_y suggested in [1,2,3] is proposed for the class of polycrystalline (PC) materials with equilibrium and quasi-equilibrium defect structure (EDS), which is established in the PC material after series of $N_0=N_0(\alpha;T)$ identical combinations (denoted by the letter α) of mechanical tests of severe plastic deformation at fixed temperature T and characterized by stabilized *scalar dislocation density* (SDD) and average grain size d. We calculate both the stationary SDD ρ(b,d,T)

$$\rho=<\varepsilon>M/d^2\left(e^{Mb/d}-1\right)^{-1},\ M=\tfrac{1}{2}Gb^3/k_BT \tag{1}$$

and suggest a way to calculate ε-evolution of an equilibrium SDD ρ_ε in PC sample under quasi-static loading depending on the average size d of a grain in the range of 10^{-8}–10^{-2}m, on grain boundaries disorientation (for effective)

$$\rho_\varepsilon=<\varepsilon>(M/d^2)\left(e^{Mb/d}-1\right)^{-1}+m_0\,\varepsilon\,(M/d^2)\left(e^{M(\varepsilon)b/d}-1\right)^{-1}+o(\varepsilon^2) \tag{2}$$

In (1), (2) the quantities G, b, k_B, M, $M(\varepsilon)$, $<\varepsilon>$, m_0,, ε are respectively the shear modulus at given T; length of the least Burgers vector from the most probable dislocation ensemble, Boltzmann constant, energy and effective ($M=\frac{1}{2}Gb_\varepsilon^3/k_BT$ with $b_\varepsilon=b(1+\varepsilon)$) scales for forming the unit dislocation, strain degree, *polyhedral parameter* and strain. The analytical dependence is realized within a disclination-dislocation mechanism in approximation of single dislocation ensemble for given phase and T. It is based on a statistical model of Boltzmann-like distribution (smoothly dependent on a strain ε) for discrete energy spectrum in each grain of a single-mode one-phase PC material with respect to quasi-stationary levels under plastic loading with the highest level equal to the energy of dislocation with maximal length. The difference of equilibrium SDD, ρ_ε-ρ, leads to a flow stress for simple case of isotropic GB distribution from the Taylor strain hardening mechanism

$$\sigma(\varepsilon)=\sigma_0(\varepsilon)+\alpha mG\frac{b}{d}\sqrt{\frac{m_0}{\sqrt{2}}\varepsilon\frac{Gb^3}{2k_BT}}\left(e^{M(\varepsilon)b/d}-1\right)^{-\frac{1}{2}}+o(\varepsilon),\quad m=3.05 \tag{3}$$

which contain (for ε=0.002) the normal $\sigma(\varepsilon)_{|d\gg b}=\sigma_0(\varepsilon)+k(\varepsilon)d^{-\frac{1}{2}}$ and anomalous Hall–Petch relations [4] respectively for coarse (CG) and nanocrystalline (NC) grains. The Hall–Petch coefficient $k(0.002)$ determined from experiments for single-mode PC samples with quasi EDS permits to express in the CG limit yet not exactly (within a theory) determined parameter $\overline{m}_0^{CG}$ for m_0

$$k(0.002)=\alpha\left(\overline{m}_0^{CG}\right)^{\frac{1}{2}}mG\sqrt{\frac{\varepsilon}{\sqrt{2}}b\frac{M(0)}{M(\varepsilon)}}_{|\varepsilon=0.002}\ \Rightarrow\ \alpha^2\overline{m}_0^{CG}=\frac{\sqrt{2}}{\varepsilon b}\frac{k^2(\varepsilon)}{(mG)^2}\frac{M(\varepsilon)}{M(0)}_{|\varepsilon=0.002}. \tag{4}$$

The yield strength $\sigma(\varepsilon)$ gains a maximum at flow stress values for an extreme grain size d_0 of the order of 10^{-8}–10^{-7}m

$$d_0(\varepsilon,T)=b\frac{Gb^3(1+\varepsilon)^3}{2\cdot1.59363\cdot k_BT}. \tag{5}$$

The maximum undergoes a shift to the region of larger grains for decreasing temperatures, revea-ling temperature-dimension effect for such class of PC materials with EDS. Coincidence is well es-tablished between the theoretical and experimental data on σ_y for the materials with EDS with BCC (α-Fe), FCC (Cu, Al, Ni) and HCP (α-Ti, Zr) crystal lattices with closely packed grains at T=300K.

The graphic dependence $\sigma_y=\sigma_y(d^{-1/2})$ for the hard (crystalline) phase of PC aggregates of α-Fe, Cu, Al, Ni, α-Ti, Zr with closely-packed randomly oriented grains, to be homogeneous with respect to their size (single-mode case) at T=300K, are presented on the Fig. 1.

Remarkably, the values of $d_0(0.002,T)$ for α-Fe, Cu, Al, Ni, α-Ti, Zr in the Table 1, are in complete agreement with the range (both empirical and theoretical) of critical size values for the average diameters of grains d_{cr} for above PC samples (listed, e.g., in Ref. 6 [Table 2.6, pp. 110–

111] and in Ref. 7), ranging from 5–10 nm to 20–50 nm, particularly, for d_{cr}(Cu)=10 nm$\approx d_0$(300;Cu)=14.4 nm and d_{cr}(Ni)=20 nm $\approx d_0$(300;Ni)=22.6 nm (see Ref. [1]).

Table 1. The values σ_0, $\Delta\sigma_m=(\sigma_m-\sigma_0)$, $E_d^{L_e}$, k, m_0, α in BCC, FCC and HCP PC metal samples with d_0, b, G from (3)-(5)

CL	BCC	FCC			HCP	
Material	α-Fe	Cu	Al	Ni	α-Ti	Zr
σ_0, *MPa*	170 (annealed)	70 (anneal.); 380 (cold-worked)	22 (anneal. 99,95%); 30 (99,5%)	80 (annealed	100(~100%);300 (99,6%)	80-115
b, *nm*	$\frac{\sqrt{3}}{2}a$=0.248	$a/\sqrt{2}$ =0.256	$a/\sqrt{2}$ =0.286	$a/\sqrt{2}$ =0.249	a=0.295	a=0.323
G, *GPa*	82.5	44	26.5	76	41.4	34
T, *K*	300	300	300	300	300	300
k,$MPa\cdot m^{1/2}$	0.55-0.65 ($10^{-5}-10^{-3}m$)	0.25 ($10^{-4}-10^{-3}m$)	0.15 ($10^{-4}-10^{-3}m$)	0.28 ($10^{-5}-10^{-3}m$)	0.38-0.43 ($10^{-5}-10^{-3}m$)	0.26 ($10^{-5}-10^{-3}m$)
α	–	0.38	–	0.35	0.97	–
$E_d^{L_e}=\frac{1}{2}Gb^3$, *eV*	3.93	2.31	1.96	3.72	3.33	3.57
$\alpha^2\bar{m}_0^{CG}$	14.9-19.5	9.8	8.71	4.24	22.3-28.5	14.1
d_0, *nm*	23.6	14.4	13.6	22.6	23.8	28.0
$\Delta\sigma_m$, *GPa*	2.29-2.56	1.34	0.83	1. 20	1.58-1.70	1.00

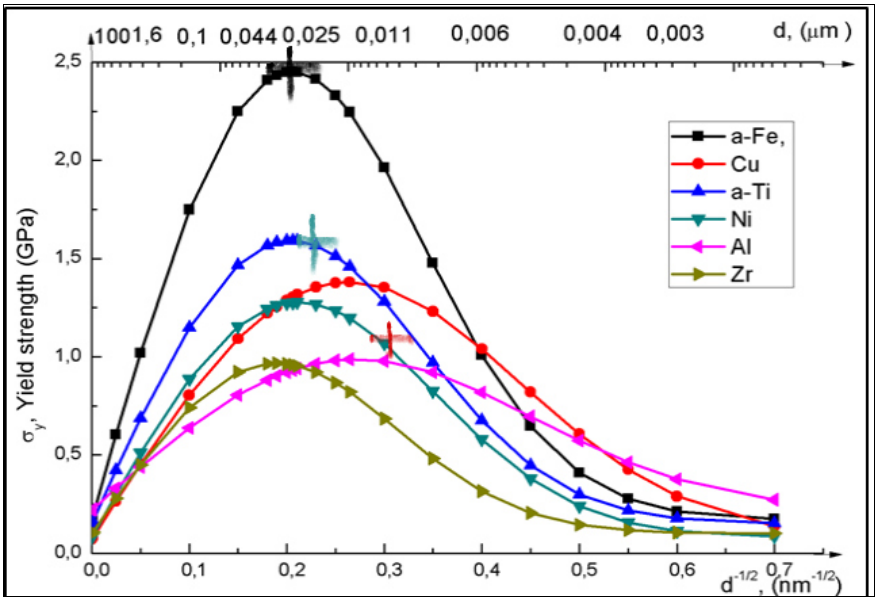


Figure 1. Graphic dependence for generalized HP law with an additional upper scale with size of grains d given in μm. Upper axis d is changing within range (∞;0) with the inverse quadratic scale and the correspondence (100; 1,6; 0,1; 0,044; 0.025; 0,011; 0,006; 0,004; 0,003) μm ↔ (0,005; 0,015; 0,1; 0,15; 0,2; 0,3; 0,41; 0,5; 0,57) $nm^{-1/2}$ for the respective values on the lower axis. By the colored cross for α-Fe (black), Cu (red), Ni (green) it is shown the experimental maxima

The paper was carried out as part of an initiative project TSPU and Vinca Institute of Nuclear Sciences.

1. Reshetnyak A.A., Statistical approach to flow stress and generalized Hall-Petch law for equilibrium polycrystalline materials // e-print - arXiv:1803.08247[cond-mat.mtr-sci].
2. Reshetnyak A.A., Sharkeev Yu.P., Two-phase model of the polycrystalline aggregate with account for grain-boundary states under quasi-static deformation // AIP Conference Proceedings. –2018. V.2051-p.020251
3. Cevizovic D, Reshetnyak A.A., Sharkeev Yu.P., Towards a theory of flow stress in multimodal polycrystalline aggregates. Effects of dispersion hardening // AIP Conference Proceedings. –2019. V.2167-p. 020047
4. E.O. Hall. // Proc. Roy. Soc.B. 1951. V.64. P.747–753; Petch N.J., //J. Iron Steel Inst. 1953. V.174. P.25–28

5. Panin V.E., Armstrong R.W. Hall-Petch analysis for temperature and strain rate dependent deformation of polycrystalline lead // Phys. Mesomechanics. 2016. V.19. №1. P. 35–40.
6. Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A, *Plastic Deformation of Nanostructured Materials,* CRC Press.- 2017,-334p
7. Kozlov, E.V., Zhdanov, A.N., Koneva N.A., 2006, *Barrier Retardation of Dislocations. Hall-Petch Problem,* Phys. Mesomechanics. V.9 №3, pp. 75–85.

Секция 5. Моделирование и компьютерный дизайн

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-317

ТОБЕРМОРИТОВЫЕ МОДЕЛИ РИЧАРДСОНА, АДАПТИРОВАННЫЕ К ГИДРАТИРОВАННОМУ ПОРТЛАНДЦЕМЕНТУ

Абзаев Ю.А., Коробков С.В., Клопотов А.А.
Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

В литературе известны теоретические модели портландцементов, полученные на основе гидратированных решеток тоберморита, и которые составляют кристаллографическую базу Ричардсона [1]. Однако детальное изучение решеток базы осложняется внедренным водным кислородом (Wat) вместо молекул воды. В работе объектом исследования были суперячейки из указанной базы с целью адекватности их использования при количественном фазовом анализе портландцементов (КФА). Суперячейки были модифицированы молекулами воды. В работе проводились расчеты дифракционной картины суперячеек базы, и оценивалась их доля в интенсивности рентгеновского излучения портландцементов после 28 дней твердения с водоцементным отношением В/Ц = 0.4. Была выделена группа суперячеек, расчетные интенсивности которых вносят заметный вклад в экспериментальную дифрактограмму. Для указанной группы с известной полной структурной информацией были заменены атомы Wat молекулами воды, ориентированные под разными углами средствами линейной алгебры в суперячейке. Молекулы воды в суперячейках были развернуты на углы 0, 10, 20, 30, 50, 80 градусов относительно осей исходной системы решеток. К числу эффективных средств изучения структурного состояния портландцемента с разным В/Ц, относится молекулярная динамика (МД), и первопринципные методы изучения структурных свойств кристаллических решеток основных фаз. В работе методом Ритвельда были проведены расчеты интенсивностей, вкладов в интегральную теоретическую дифрактограмму эталонных суперячеек тоберморита, предложенных Ричардсоном, а также Пелленг [2], которые количественно сравнивалась с экспериментальной. Обнаружено, что существенным является вклад в интенсивность суперячейки с химической формулой $Ca_{16}Si_{24}O_{88}H_{32}$ (180 атомов) из базы Ричардсона (доля интенсивности ~ 0.71) и углами разворота H_2O, равными 0 и 20 градусов. Пространственная группа P21/c, моноклинное семейство и параметрами решетки a= 11.39, b = 7.26, c = 26.71A, углами 90.0; 90.55; 90.0 градусов. Установлено, что модельная решетка Пелленга описывает только аморфную часть экспериментальной дифрактограммы. Представляют интерес результаты анализа стабильности, расчетов термодинамических и механических характеристик суперячеек Ричардсона $Ca_{16}Si_{24}O_{88}H_{32}$. Первопринципные расчеты показали, что возможной реакцией разложения $Ca_{16}Si_{24}O_{88}H_{32}$ может быть расслоение на фазы $16CaSiO_3$ $+8SiO_2$ $+4O_2$ $+16H_2O$, однако энергия активации данного процесса оказалась равной нулю. Суперячейка является стабильной. После достижения финальной конфигурации в результате процедуры уточнения Ритвельдом для $Ca_{16}Si_{24}O_{88}H_{32}$ с ориентацией молекулой воды 0, 20 градусов были определены термодинамические и механические характеристики двух суперячеек. Плотность энергии равна –6.31; – 5.12 эВ/ячейку, объемный модуль упругости 28.64; 28.30 ГПа, модуль сдвига 28.64; 28.30 ГПа, удельная теплоемкость C_p = 138.37; 138.38 k_B/ячейку, температура Дебая 679.73; 678.25 К, коэффициент термического расширения $5.93 \cdot 10^{-5}$ K^{-1}, соответственно. Проведенный анализ показал, что исследованные суперячейки $Ca_{16}Si_{24}O_{88}H_{32}$ Ричардсона с внедренными молекулами воды, являются стабильными, полная структурная информация позволяет их использовать в качестве эталонов при КФА анализе гидратированных портландцементов.

1. I.G. Richardson. The nature of the hydration products in hardened cement pastes. / Cement & Concrete Composites. 2000. V22. P. 97-113.
2. R. J.-M. Pellenqa, A. Kushima , R. Shahsavari, K. J. Van Vliet, M. J. Buehler, S. Yip and F.-J Ulm. Realistic molecular model of cement hydrates. / PNAS. 2009. V. 106, No. 38. PP.16102-16107. doi/10.1073/pnas.0902180106.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-318

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ОБЪЕМА И ЧИСЛА ЗАРОДЫШЕВЫХ ЦЕНТРОВ МОДЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ГЕНЕРИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ

[1]Анисимова М.А., [2]Лоос Е.М., [1]Князева А.Г.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Важным этапом при осуществлении оценок эффективных свойств композиционного материала является выбор представительного объема, т.е. такого минимального размера области, который содержит достаточное число структурных неоднородностей, чтобы его можно было считать макрооднородным [1], и отражает эффективные свойства материала в целом. Характерный размер этого объема должен существенно превышать средние значения размеров неоднородностей (например, размеры зерен) и минимального расстояния между частицами армирующего наполнителя, составляющих случайную структуру [2].

Целью данной работы является выявление характерного размера представительного объема генерируемой структурно-неоднородной области, достаточного для воспроизведения результатов численного моделирования.

В работе синтез фрагментов случайных пространственных структур описывается кинетической моделью роста фаз без учета стадии зародышеобразования. Так как стадия зародышеобразования и стадия роста фаз характеризуются существенно разными пространственными и временными масштабами, можно допустить в простейшем приближении, что на рассматриваемой поверхности имеются «начальные» зародыши трех фаз, размещенные случайным образом. Рост фаз характеризуется константами скоростей. Анализ результатов показал, что с увеличением размеров области (при равных прочих условиях, в том числе, при одинаковых кинетических параметрах) среднеинтегральные концентрации всех трех фаз становятся практически одинаковыми. Как показано на рисунке 1, погрешность расчетов при этом снижается от 7.1% до 1.2%. Все величины представлены в условных единицах. Это говорит о том, что в рамках данного подхода область размером 400×400 может считаться представительным объемом.

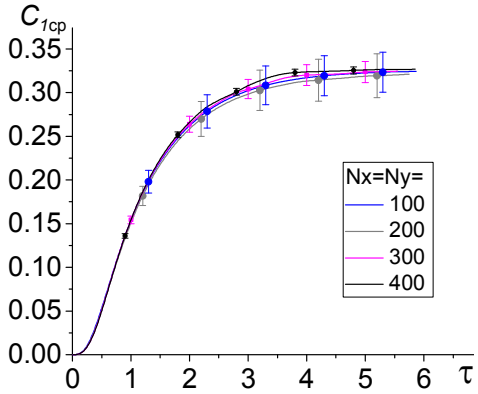


Рис. 1. Среднее значение интегральной концентрации одной фазы для областей разного размера

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW- 2019-0035.

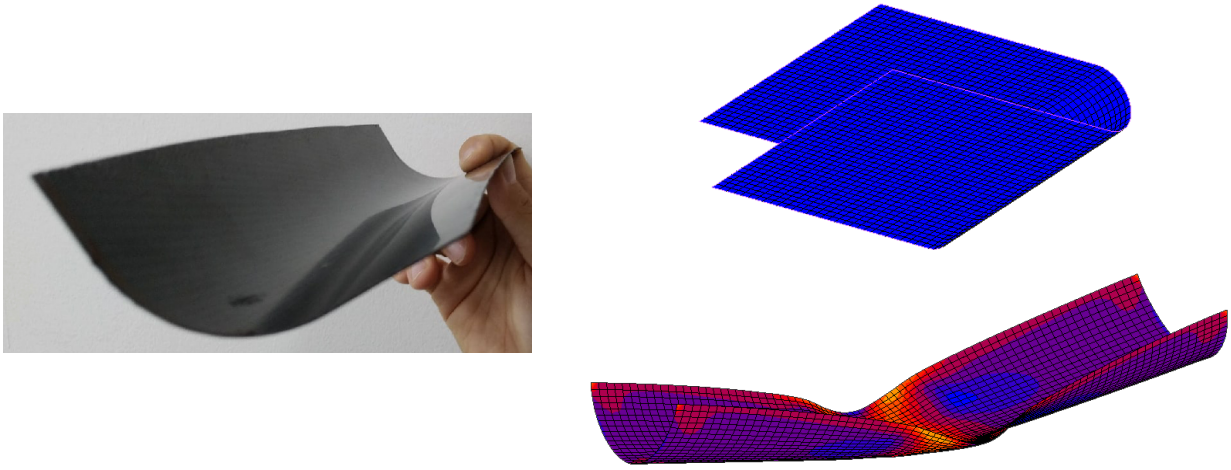
1. Hill R. Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles // J. Mech. Phys. Solids. 1963. Vol. 11, N 5. P. 357–372.
2. Зайцев А.В., Лукин А.В., Ташкинов А.А., Трефилов Н.В. Случайные структуры двухфазных композитов: синтез, закономерности, новая оценка характерных размеров представительных объемов // Вестник Пермского государственного технического университета. Математическое моделирование систем и процессов. 2004. № 12. С. 30-44.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-319

ПРОБЛЕМЫ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ КОМПОЗИТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ДВОЙНОЙ КРИВИЗНЫ

[1]Аннин Б.Д., [1]Карпов Е.В., [1]Ларичкин А.Ю., [2]Москвичев Е.В.
[1]Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск
[2]СКТБ "Наука" ФИЦ КНЦ СО РАН, Красноярск

Проведены экспериментальные исследования по разворачиванию элемента шпангоута антенны космического спутника из композита с термоактивируемой памятью формы из транспортного в рабочее положение. Элемент представляет собой углепластиковую оболочку открытого профиля и двойной кривизны, которая для получения транспортного состояния изгибается вокруг цилиндрической направляющей поверхности, перпендикулярной одному из радиусов исходной кривизны.



а б

Рис.1. Элемент в исходном (рабочем) состоянии (а), моделирование разворачивания элемента из транспортного состояния в рабочее (б)

Обнаружены динамические эффекты, возникающие при разворачивании элемента за счет эффекта памяти формы – скачкообразный переход из транспортного состояния в устойчивое рабочее состояние. Активация эффекта памяти формы (ЭПФ) рассматриваемого материала происходит при 55 ºС. Данной температуры достаточно для разворачивания плоской пластины, но для оболочки двойной кривизны при этой температуре существует промежуточное равновесное состояние между транспортным и рабочим, для преодоления которого необходимо повышение температуры до 70 ºС. Таким образом, существует «конфликт» между восстанавливающими силами эффекта памяти формы и геометрией поверхности двойной кривизны, разрешение которого требует введения в систему дополнительной энергии.

Для описания поведения материала предложены две реологические модели:

1) последовательного соединения двух тел Гука с добавлением стопора, который срабатывает при достижении заданной температуры.

2) также последовательно соединенные два тела Гука и в параллельном соединении со вторым добавлено тело Сен-Венана (элемент трения), которое при температуре активации ЭПФ уменьшает эффект трения до нуля.

На испытаниях по восстановлению формы плоских образцов после предварительной формовки (в виде создания одной или двух гофр изгибом) были получены значения реактивной силы. Замечено, что чем больше гофр имеет образец, тем выше значение реактивной силы восстановления формы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 19-01-00511.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-320

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОНТИНЕНТАЛЬНОЙ ЛИТОСФЕРЫ ДЛЯ ЧИСЛЕННОГО АНАЛИЗА НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ

Ахметов А.Ж.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Томский государственный университет, Томск

В настоящее время происходит активное исследование геотектонических процессов в литосфере с помощью геофизических методов и численного моделирования, которые дают основания для планирования подземных работ во время добычи полезных ископаемых. Согласно современным представлениям, движения литосферных плит, являющиеся причиной образования областей сжатия, растяжения и сдвига в земной коре, происходят в течение многих миллионов лет и являются следствием конвекции мантийного слоя Земли [1]. Поэтому исследование процессов движения плит играет основную роль в анализе эволюции Земли.

Определение физико-механических свойств слоёв земной коры и верхней мантии часто вызывает трудности ввиду недоступности глубинных слоёв литосферы для непосредственного исследования, и поэтому в настоящее время геологи ищут пути решения данной проблемы. Одним из способов является использование в рамках численного моделирования варьирования параметров прочностных свойств, которые неявно учитывают влияние мантийного потока тепла и физическое состояние геологического объекта. Анализ получаемых результатов и их сравнение с имеющимися данными натурных наблюдений позволяет выбрать наиболее реалистичные значения физико-механических свойств.

В качестве основы для характеристики прочностных свойств слоев земной коры воспользуемся гипотезой, которую в настоящее время многие ученые считают приемлемой, что литосферу можно представить как геосреду с жесткими и мягкими слоями, которые находятся в равновесном состоянии под действием силы тяжести [2].

В качестве объекта исследования была выбрана Якутско-Вилюйская крупная изверженная провинция, по территории которой проходит геологический профиль «Кимберлит – 1981» [3]. Особенности структуры профиля проявляются в том, что на территории провинции наблюдается сильнодеформированный прогиб кристаллического фундамента с множественными разломами на глубину порядка 15 км, а также граница Мохо расположена на территории Сибирского кратона на глубине 40 км, а в районе прогиба – 30-35 км.

На основе полученных из геологического профиля данных была создана двумерная структурная модель выбранного участка земной коры, которая содержит ряд слоев геосреды с отличающимися физико-механическими свойствами. Для описания пластических течений была использована упругопластическая модель Друккера-Прагера-Николаевского с неассоциированным законом течения [4]. При этом, изменяя величины когезии и угла внутреннего трения с глубиной, можно получить кривую зависимости дифференциальных напряжений, называемую моделью «jelly sandwich», которая соответствует равновесному состоянию континентальных плит.

Проведенные расчеты показали, что в рамках данных приближений локализация неупругой деформации наблюдается в районах Сунтарского поднятия и Кемпендяйской впадины. Горизонтальные напряжения распределены в соответствии с распределением дифференциальных напряжений. Полученные результаты могут быть использованы при проведении фундаментальных исследований по оценке напряженно-деформирваонного состояния в процессе эволюции земной коры и верхней мантии.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035 и проекта РФФИ № 19-31-90034.

1. Trubitsyn V.P. Problem of global geodynamics // Izvestiya, Physics of the Solid Earth. 2019. Vol. 55, №1. P. 152 – 167.
2. Barrell J. The strength of the Earth's crust. I. Geologic tests of the limits of strength // Journal of Geology. 1914. №22. P. 28 – 48.
3. Павленкова Н.И., Павленкова Г.А. Строение земной коры и верхней мантии Северной Евразии по данным сейсмического профилирования с ядерными взрывами. Москва, ГЕОКАРТ: ГЕОС. – 2014. – 192 с.
4. Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю. Численное моделирование напряженно-деформированного состояния Якутско-Вилюйской изверженной провинции для анализа геотектонических процессов в Сибирском кратоне // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. 2021. №69. С.53 – 68.
5. Burov E.B. Plate rheology and mechanics // Treatise on Geophysics: Second edition. 2015. Vol. 6. P. 95 – 152.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-321

НЕКОТОРЫЕ МЕТОДЫ СОЕДИНЕНИЯ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК В ЯЧЕИСТЫХ МЕТАМАТЕРИАЛАХ

Ахметшин Л.Р.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Томский государственный университет, Томск

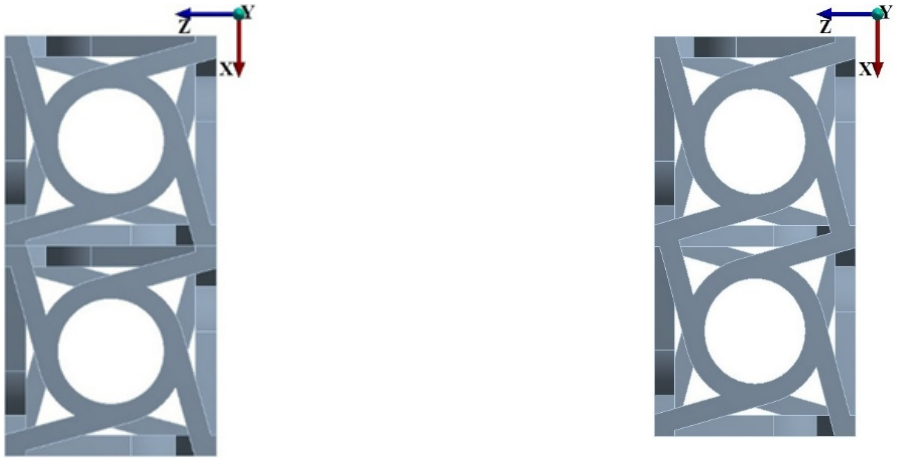
Метаматериалы – это искусственно созданные материалы, уникальные свойства которых обусловлены макроструктурой, а не химическим составом базового материала. Метаматериалы используются в различных областях, по которым их можно классифицировать: оптические, акустические, механические и другие [1,2]. Механические метаматериалы в свою очередь можно классифицировать на три основные группы по физическим величинам, характеризующим упругие свойства [3].

В материалах атомы расположены в строгом порядке, соответствующем кристаллической решетке, представляющей собой минимальную ячейку материала. Метаматериал также состоит из ячеек, но большего размера и созданных искусственно. Элементы, составляющие эту ячейку механических метаматериалов, деформируются различным образом, к примеру, поворачиваются, изгибаются и так далее. В последние годы интерес к исследованиям в области ячеистых структур метаматериалов значительно вырос за счет получения меньшего удельного веса в изделиях.

Особую актуальность разработке изделий из механических метаматериалов придают успехи в развитии современных технологий 3D печати. Технологии производства трехмерных изделий являются перспективными и конкурентоспособными по сравнению с традиционными благодаря высокой производительности и возможности создавать детали со сложной геометрией для достижения ранее недоступных свойств [4].

Целью данной работы является исследование методов соединения элементарных ячеек для создания образца из механического метаматериала.

В работе [5] было численно исследовано механическое поведение образца из метаматериала, в котором одноосное нагружение сопровождается скручиванием. В настоящей работе выдвинута гипотеза, что в структуре этого метаматериала элементарные ячейки были расположены таким образом, что ограничивают механизм скручивания элементарных ячеек. Способ, используемый в работе [5] может быть назван «присоединением» ячеек (рис. 1а), по принципу взаимодействия между элементарными ячейками в метаматериале.



а б

Рис. 3. Способы соединения ячеек в метаматериале присоединением (а) и внахлест (б)

Анализ структуры метаматериала показал, что можно использовать другой способ соединения элементарных ячеек, с наложением граней элементарных ячеек. Такой способ

можно назвать соединением ячеек «внахлест» (рис. 1б). Для этого метода характерно слияние ребер из соседних ячеек в месте их соединения. Предполагается, что метод соединения ячеек «внахлест» будет более экономичным за счет отсутствия утолщений в области соединения элементарных ячеек.

В результате математического моделирования выяснилось, что расположение ячеек в метаматериале способом «присоединение» может привести к разнонаправленному вращению колец элементарных ячеек метаматериала. Причем разнонаправленность вращения будет происходит в одной плоскости, что будет являться отрицательным эффектом для всего образца метаматериала. В случае соединения ячеек «внахлест» не возникает разнонаправленности вращения, поэтому создание образца метаматериала этим методом позволит достичь более высоких значений скручивания образца.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

1. Tan T., Yan Zh., Zou H., Ma K., Liu F., Zhao L., Peng Zh., Zhang W. Renewable energy harvesting and absorbing via multi-scale metamaterial systems for Internet of things // Applied Energy. 2019. Vol. 254. No. 113717.
2. Bertoldi K., Vitelli V., Christensen J. van Hecke M. Flexible mechanical metamaterials // Nature Reviews Materials. 2017. Vol. 2. No. 17066.
3. Yu X., Zhou J., Liang H., Jiang Zh., Wu L. Mechanical metamaterials associated with stiffness, rigidity and compressibility: A brief review // Progress in Materials Science. 2018. Vol. 94. PP. 114–173.
4. Grima J.N., Gatt R., Farrugia P.-S. On the properties of auxetic meta-tetrachiral structures // Physica Status Solidi (B). 2008. Vol. 245 PP. 511–520.
5. Akhmetshin L.R., Smolin I.Yu. Influence of unit cell parameters of tetrachiral mechanical metamaterial on its effective properties // Nanoscience and Technology: An International Journal. 2020. Vol. 11. No. 3. PP. 265-273.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-322

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ДИФФУЗИЮ КИСЛОРОДА В Al_2O_3

[1,2]Бакулин А.В., [2]Матыскина Е.В., [1,2]Кулькова С.Е.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Окисление интерметаллических сплавов на основе титана и алюминия представляет собой сложный процесс, поскольку оба компонента имеют высокое сродство к кислороду. Недостаточную коррозионную стойкость сплавов Ti_3Al и TiAl при высоких температурах связывают с формированием смешанной шкалы оксидов титана и алюминия [1–3]. В то же время формирование плотного оксидного слоя α-Al_2O_3 на поверхности сплавов с низким содержанием титана обеспечивает им высокую коррозионную стойкость [1,4]. Согласно одной из точек зрения [5] скорость окисления Ti-Al сплавов с меньшим содержанием алюминия и морфология шкалы оксидов контролируется диффузией кислорода с поверхности в сплав, тогда как в работе [6] авторы сделали вывод, что ключевым фактором окисления является скорость химической реакции. Считается, что низкая скорость диффузии и высокие активационные энергии благоприятны для высокотемпературных конструкционных материалов. Поскольку легирование широко применяется для улучшения коррозионной стойкости Ti-Al сплавов, то представляется интересным изучить влияние примесей на диффузию кислорода в формирующихся оксидах. Целью настоящей работы является изучение влияния ряда примесей простых и переходных металлов на диффузию кислорода в Al_2O_3 со структурой корунда.

Расчеты атомной и электронной структуры Al_2O_3 проводились методом проекционных присоединенных волн (PAW) в плоско-волновом базисе с использованием обобщенного градиентного приближения в форме PBE для обменно-корреляционного функционала. Для оценки миграционных барьеров кислорода в оксиде использовался модифицированный метод подталкивающих упругих связей (Climbing Image Nudged Elastic Band, CI-NEB) [7]. Диффузионный барьер оценивался как разность между энергиями системы с кислородом в начальной позиции и седловой точке. Коэффициент диффузии кислорода рассчитывался в рамках статистического подхода как сумма парциальных коэффициентов по рассмотренным путям диффузии. Учитывались вероятности нахождения вакансии кислорода в конкретных позициях, частоты перескоков между позициями, среднее время таких прыжков, а также значения миграционных барьеров кислорода вдоль разных путей и энергия образования кислородной вакансии. Детально данный подход описан в работе [8]. Отметим, что в настоящей работе рассматривается вакансионный механизм диффузии кислорода, поэтому кислород может диффундировать по собственной подрешетке. Расчеты диффузии кислорода проводились в суперячейке $Al_2O_3(2\times2\times1)$. Примесь замещения находилась на алюминиевой подрешетке в позиции вблизи диффундирующей вакансии кислорода. Оптимизация атомной структуры проводилась до достижения сил на атомах не более 0.01 эВ/Å.

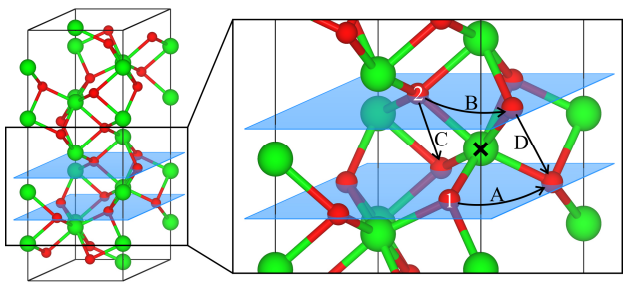


Рис. 1. Атомная структура Al_2O_3: миграционные пути показаны стрелками, положение атома примеси – крестом, а неэквивалентные позиции вакансии кислорода – цифрами

Атомная структура оксида алюминия, позиция примесного атома, а также пути миграции кислорода показаны на рис. 1. Видно, что в оксиде алюминия со структурой корунда имеется четыре неэквивалентных перескока между 18*e*-позициями кислорода: два из

них (A и B) позволяет мигрировать кислороду только в плоскости (0001), тогда как два других (C и D) способствуют его смещению одновременно в этой плоскости и вдоль направления [0001]. В чистом Al_2O_3 барьеры миграции вдоль путей A, B, C и D равны соответственно 5.29, 3.84, 5.07 и 4.26 эВ. Проводится анализ влияния примесей как на миграционные энергии кислорода, так и на структурные и электронные характеристики оксида, при этом примесь находится вблизи начальной и седловой позиции кислорода.

Для оценки коэффициента диффузии в дефектном оксиде рассчитывалась также энергия образования кислородной вакансии (E^f). Полученные значения ΔE^f представлены на рис. 2а. Видно, что все рассмотренные элементы понижают энергию образования кислородных вакансий, причем наибольшее влияние оказывают примеси Cr и Re. Расчеты энтальпии образования оксида (H^f) показали, что все примеси приводят к ее повышению (рис. 2б), что свидетельствует о понижении его термодинамической стабильности. Отметим, что в работе [9] также было показано, что примеси IVB–VIB металлов, а также Re понижают стабильность Al_2O_3 относительно TiO_2.

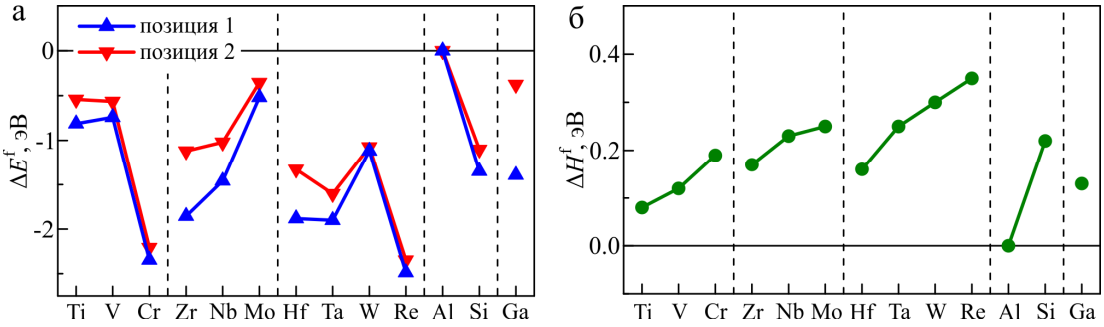


Рис. 2. Изменение энергии образования кислородной вакансии в Al_2O_3 (а); изменение энтальпии образования Al_2O_3 при легировании (б)

Рассчитывается коэффициент диффузии кислорода (D) в чистом оксиде алюминия и в присутствие примесей замещения. В последнем случае энергия образования и миграции вакансии оценивалась как взвешенное среднее арифметическое от этих величин в идеальном и дефектном оксиде, причем веса зависят от концентрации примеси. В целом D в Al_2O_3 ниже, чем в TiO_2, на 4–9 порядков в зависимости от температуры. Таким образом, образование сплошного оксидного слоя Al_2O_3 на внутренней шкале в сплавах с меньшим содержанием алюминия может способствовать повышению их коррозионной стойкости.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2019-0031. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

1. Maurice V., Despert G., Zanna S., et al. XPS study of the initial stages of oxidation of α_2-Ti_3Al and γ-TiAl intermetallic alloys // Acta Mater. 2007. V. 55. P. 3315–3325.
2. Intermetallics research progress / Y.N. Berdovsky (ed.). New York, Nova Science Publishers. – 2008. – 290 p.
3. Dai J., Zhu J., Chen C., et al. High temperature oxidation behavior and research status of modifications on improving high temperature oxidation resistance of titanium alloys and titanium aluminides: A review // J. Alloys Compd. 2016. V. 685. P. 784–798.
4. Umakoshi Y., Yamaguchi M., Sakagami T., et al. Oxidation resistance of intermetallic compounds Al_3Ti and TiAl // J. Mater. Sci. 1989. V. 24. P. 1599–1603.
5. Shanabarger M.R. Comparative study of the initial oxidation behavior of a series of titanium–aluminum alloys // Appl. Surf. Sci. 1998. V. 134. P. 179–186.
6. Ramachandran M., Mantha D., Williams C., et al. Oxidation and Diffusion in Ti-Al-(Mo, Nb) intermetallics // Metall. Mater. Trans. A. 2011. V. 42. P. 202–210.
7. Henkelman G., Uberuaga B.P., Jónsson H. A climbing image nudged elastic band method for finding saddle points and minimum energy paths // J. Chem. Phys. 2000. V. 113. P. 9901–9904.
8. Бакулин А.В., Латышев А.М., Кулькова С.Е. Абсорбция и диффузия кислорода в сплаве Ti_3Al // ЖЭТФ. 2017. № 152 (1). С. 164–176.
9. Ping F.P., Hu Q.M., Bakulin A.V., et al. Alloying effects on properties of Al_2O_3 and TiO_2 in connection with oxidation resistance of TiAl // Intermetallics. 2016. V. 68. P. 57–62.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-323

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ЭВОЛЮЦИИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Балохонов Р.Р., Романова В.А.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Численно изучены процессы формирования остаточных напряжений и разрушения в многофазных структурах с учетом поликристаллического строения металлов. Построены соотношения типа Дюамеля-Неймана для анизотропной упругости и пластичности с учетом систем скольжения в зернах-кристаллитах. Создана подпрограмма, интегрированная в АБАКУС. Подпрограмма представляет собой единый модуль, в котором совмещены изотропная упруго-хрупкая модель деформации керамической частицы, и формулировка анизотропной упругости и физической теории пластичности для описания систем скольжения в зернах поликристаллической структуры металлической матрицы. Методом пошагового заполнения создана поликристаллическая структура с керамической частицей. Для этого разработана процедура генерации композита «поликристаллическая матрица – керамическая частица», которая позволяет создавать структуры с различным соотношением среднего размера зерна в поликристалле и размером керамической частицы (Рис. 1).

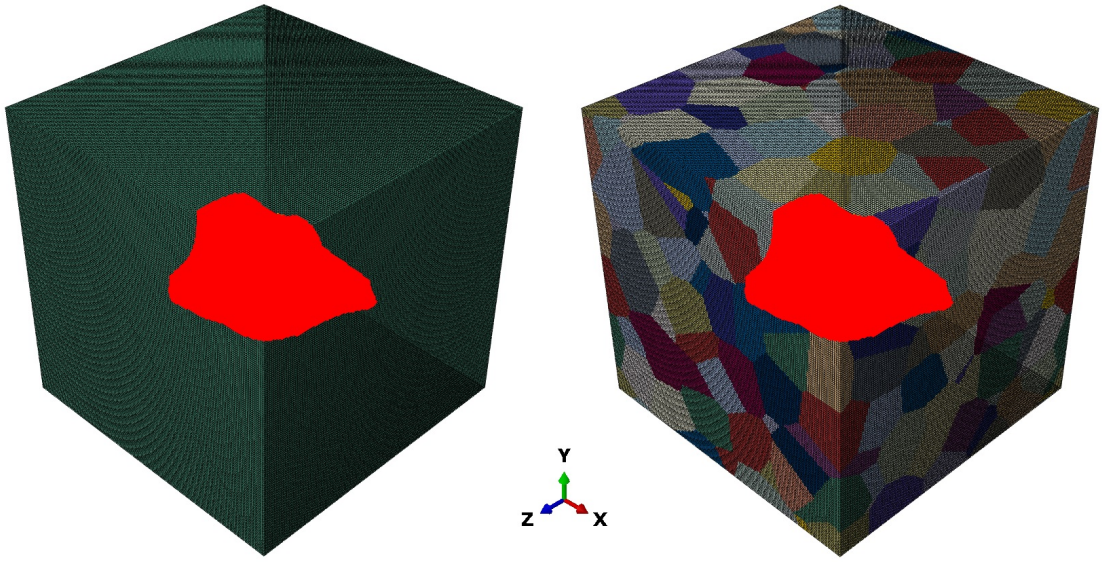


Рис. 1 Структуры металлокерамического композита без учета и с учетом поликристаллического строения матрицы

На сетках высокого разрешения исследованы особенности формирования и эволюции остаточных напряжений при охлаждении и последующем механическом нагружении металлокерамических композитов. Двухфазная и многофазная структуры подвергались растяжению и сжатию, как из начального недеформированного состояния, так из состояния после охлаждения от температуры рекристаллизации до комнатной температуры. Кроме того, для структуры с учетом поликристаллического строения проведены серии расчетов растяжение/сжатие по каждому из направлений X, Y и Z. В результате проведено сравнение результатов решения четырех типов задач термомеханического нагружения композитов:

1. Растяжение/сжатие структуры с однородной матрицей из начального нулевого состояния.
2. Охлаждение структуры с однородной матрицей с последующим растяжением/сжатием.
3. Растяжение/сжатие структуры с поликристаллической матрицей из начального нулевого состояния.

4. Охлаждение структуры с поликристаллической матрицей с последующим растяжением/сжатием.

Таким образом, с одной стороны, проведен сравнительный анализ деформации и разрушения композита с учетом и без учета остаточных напряжений. С другой стороны, сопоставлены результаты моделирования с учетом и без учета поликристаллического строения матрицы. Выявлено влияние дисперсного упрочнения на величину остаточных напряжений, а также на характер локализации пластической деформации и растрескивания частиц.

Разработана феноменологическая модель обратимого трансформационного перехода в однородных металлических матрицах. Введены пороговые значения напряжений и построены феноменологические зависимости упругих свойств материала для мартенситного перехода в никелиде титана. Для структуры с однородной матрицей проведены расчеты фазовых переходов в областях концентрации напряжений вблизи криволинейных границ раздела между матрицей и частицами при деформировании композита с учетом и без учета остаточных напряжений.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 18-19-00273).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-324

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАГНИТНЫХ КЛАСТЕРОВ Fe_n, Co_n, Ni_n (N = 2-6) МЕТОДАМИ НЕЛОКАЛЬНЫХ ФУНКЦИОНАЛОВ ПЛОТНОСТИ

[1]Безносюк С.А. [1]Блюм А.Г., [2]Жуковский М.С., [3]Никольский С.Н.
[1]Алтайский государственный университет, Барнаул
[2]Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул
[3]Карагандинский государственный университет, Караганда

Детальное и точное описания физико-химических свойств супра-атомных магнитных наночастиц подгруппы железа стало вновь актуальным в последние годы в связи с прорывным развитием биотехнологий и биомедицины. Установлено, что магнитные кластеры Fe_n, Co_n, Ni_n с нуклеарностью n = 2 – 6 принимают участие в процессах фотосинтеза растений и генерации атомарного кислорода в клетках млекопитающих. Они могут быть использованы для создания наносенсоров и наноактуаторов инфраструктурной логистики биоактивных молекул. Поэтому выбор квантовых методов расчета, обеспечивающих достижение аккуратности вычислений, имеет существенное значение для компьютерного моделирования механизмов этих процессов. В настоящей работе дан сравнительный анализ результатов компьютерного моделирования малых магнитных кластеров 3d- переходных металлов железа, кобальта и никеля, полученных с применением наиболее разработанных методов нелокальных функционалов плотности [1]. Компьютерное моделирование магнитных кластеров, их полная вариационная оптимизация по энергии при различных значениях спиновой мультиплетности электронных состояний, проведено с использованием стандартного программного пакета ORCA [2]. Расчет методом B3LYP проведён с базисным набором def2-TZVP и методом BP86 с базисным набором def2-QZVPPD. Результаты расчета сопоставлены с экспериментальными данными. В таблице 1 приведены рассчитанные равновесные структурно-энергетические характеристики малых магнитных кластеров Fe_n, Co_n, Ni_n (n = 2 – 6). В столбцах представлены: нуклеарность n, спиновая мультиплетность M_0, энергия связи в расчете на атом $E_{св}$, длины связей R_0 и частоты нулевых колебаний w_0 в спин-поляризованных основных стационарных состояниях.

Таблица 1 – Равновесные параметры супра-атомных наночастиц Fe_n, Co_n, Ni_n в методах B3LYP/BP86

Кластер	n	M_0	$E_{св}$, (эВ/ат)	R_0, Å	w_0,$см^{-1}$
1	2	3	4	5	6
Fe_n	2	7/ 7	-0,36/ -1,18	2,44/ 1,99	211/ 392
	3	13/ 11	-0,76/ -1,59	2,60; 2,53/ 2,29; 2,15	213/ 354
	4	17/ 15	-1,02/ -1,96	2,51; 2,48; 2,40/ 2,20; 2,28; 2,31	254/ 358
	5	17/ 19	-1,21/ -2,26	2,40; 2,33; 2,40; 2,37/ 2,30; 2,30; 2,37; 2,30	293/ 327
	6	21/ 21	-1,35/ -2,50	2,47; 2,45; 2,45; 2,47; 2,47/ 2,38; 2,38; 2,38; 2,38; 2,39	265/ 326
Co_n	2	5/ 5	-0,75/ -1,21	2,32/1,96	272/ 387
	3	8/ 8	-0,87/ -1,53	2,35; 2,40/ 2,08; 2,11	233/ 350
	4	11/ 11	-0,98/ -1,95	2,38; 2,38; 2,38/ 2,74;2,14;2,14	205/ 336
	5	12/ 14	-1,33/ -2,23	2,47; 2,43; 2,45; 2,40/ 2,20;2,19;2,19;2,19	254/ 328
	6	15/ 15	-1,49/ -2,57	2,42; 2,42; 2,42; 2,42; 2,42/ 2,28; 2,28; 2,28; 2,28; 2,28	291/ 350
Ni_n	2	3/ 3	-0,76/ -1,31	2,40/ 2,11	225/ 318
	3	3 /3	-0,92/ -1,70	2,34; 2,32/ 2,22; 2,21	250/ 319
	4	5/ 5	-1,12/ -1,99	2,38; 2,25; 2,25/ 2,21; 2,30; 2,21	319/ 332
	5	7/ 3	-1,38/ -2,18	2,48; 2,44; 2,44; 2,40/ 2,34; 2,27; 2,34; 2,17	262/ 332
	6	9 /9	-1,41/ -2,42	2,43; 2,37; 2,38; 2,33; 2,39/ 2,29; 2,36; 2,29; 2,30; 2,30	264/ 312

Из таблицы 1 следует, что в случае магнитных кластеров подгруппы железа число $\Delta N = M_0 - 1$ неспаренных по спину электронов изменяется немонотонно при росте нуклеарности. Учитывая число неспаренных электронов в основных состояниях изолированных атомов $\Delta N(Fe) = 4$, $\Delta N(Co) = 3$, $\Delta N(Ni) = 2$, видно, что, за исключением

тетраэдра железа, удельная атомная спиновая поляризация малых магнитных кластеров ниже чем у свободных атомов. Энергии связи, жёсткость кластеров завышены в методе BP86 в сравнении с методом B3LYP. Полученные путем оптимизации геометрические фигуры кластеров для одной нуклеарности похожи в обоих методах расчета: неравносторонний треугольник, неравносторонний тетраэдр, пентаэдр с треугольным основанием, равносторонний октаэдр. Представленные в колонке 5 таблицы 1 численные значения длин ребер кластеров существенно зависят от метода расчёта.

На рисунке 1 сравниваются рассчитанные и экспериментально полученные энергии по-атомной диссоциации кластеров железа. Эта энергия затрачивается на отрыв одного атома от n-атомного кластера в основном состоянии с переводом его в основное состояние атомного кластера с нуклеарностью (n – 1). Она вычисляется по формуле: $\Delta E_{св}(n) = E_{св}(n-1) – E_{св}(n)$. Данные эксперимента для кластеров железа взяты из работы [3]. Графики по-атомной энергии диссоциации для кобальта и никеля имеют туже последовательность, что и в случае железа.

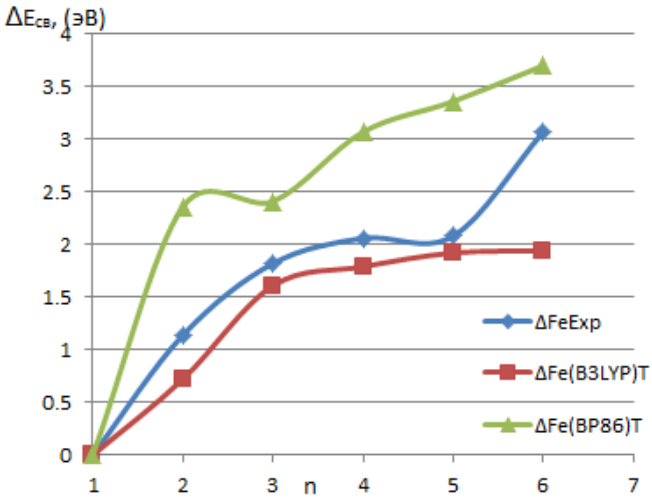


Рис. 1. Энергии по-атомной диссоциации кластеров железа

На основании калибровки двух методов нелокального функционала плотности: метода градиентного функционала плотности BP86 и метода гибридного функционала плотности B3LYP нами сделаны следующие заключения. Спин-поляризованные основные состояния электронов существенно искажают геометрию каркаса ядер. Расчеты методом BP86 завышают прочность супра-атомных наночастиц по сравнению с расчётами методом B3LYP. Методы функционала плотности показали существенное расхождение в численных значениях энергии, жесткости и длин связи кластеров. Метод гибридного функционала плотности B3LYP точнее описывает экспериментальные данные для физико-химических величин кластеров. Полученные методом градиентного функционала плотности BP86 результаты расчетов хуже согласуются с данными экспериментов. Однако, оба эти метода предсказывают в большинстве случаев одни и те же спиновые мультиплетности малых магнитных кластеров железа, кобальта и никеля.

1. Modification of Magnetic Properties of Iron Clusters by Doping and Adsorption: From a Few Atoms to Nanoclusters / G.L. Gutsev, K.J. Belay, L.G. Gutsev, C.A. Weatherford Book Series: SpringerBriefs in Molecular Science. Springer International Publishing. – 2016. – 661 c.
2. ORCA, An Ab Initio, DFT and Semiempirical electronic structure package. Version 4.2.0. Department of theory and spectroscopy. Directorship: Frank Neese. Max Planck Institute fuerKohlenforschung, Kaiser Wilhelm Platz 1, D-45470 Muelheim/Ruhr, Germany. 2019. URL: www.orcaforum.kofo.mpg.de.
3. Lian L., Su C.-X., Armentrout P.B., Collision-induced dissociation of Fe_n^+(n = 2 - 19) with Xe: Bond energies, geometric structures, and dissociation pathways // J. Chem. Phys. 1992. Vol. 97. P. 4072-4083.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-325

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ $A^{II}B^{IV}As_2$

Безносюк С.А., Терентьева Ю.В., Гайдукова А.А., Волков Д.А.
Алтайский государственный университет, Барнаул

Компьютерное моделирование слоевых наноэлектромеханических систем (НЭМС) на основе многокомпонентных полупроводниковых соединений является актуальной задачей [1]. Тройные полупроводники $CdSiAs_2$, $CdGeAs_2$, $ZnSiAs_2$ и $ZnGeAs_2$ представляют собой соединения типа $A^{II}B^{IV}C^{V}_2$ семейства пниктидов, которые кристаллизуются в тетрагональной пространственной группе с четырьмя формульными единицами в каждой элементарной ячейке, и имеют структуру халькопирита [2], которая тесно связана со структурой цинковой обманки. Полупроводники данного типа привлекают значительное внимание из-за возможности применения как монокристаллических, так и поликристаллических тонких пленок и светодиодов в солнечных элементах, фотоэлектрических приборах, светоизлучающих устройствах видимого и инфракрасного диапазона [3-5].

Результаты расчетов парных корреляционных потенциалов атомов, входящих в состав нанослоев, полученные методом нелокального орбитально-оболочечного функционала плотности представлены в таблице 1.

Таблица 1. Парные корреляционные потенциалы атомов нанослоев арсенидов

Димер	Равновесная энергия связи, кДж/моль	Равновесная длина связи, нм	Частота нулевых колебаний, $см^{-1}$
Cd-As	-225	0,25	212
Ge-As	-271	0,26	276
Zn-As	-138	0,27	188
Si-As	-263	0,21	382

Расчётные данные показывают, что в нанослоях исследуемых полупроводниковых соединений их устойчивость будет возрастать при введении атомов кадмия в подрешетку A^{II}и атомов германия в подрешетку B^{IV} из-за роста межатомного потенциала взаимодействия.

В ходе компьютерного эксперимента построены модели НЭМС переменного состава $CdSi_{1-x}Ge_xAs_2$, $ZnSi_{1-x}Ge_xAs_2$, $Cd_{1-x}Zn_xSiAs_2$и $Cd_{1-x}Zn_xGeAs_2$, которые представляли собой нанослои, состоящие из 6400 атомов размером 20×20×1 элементарных ячеек. В качестве примера, на рисунке 1 представлены модели $CdSiAs_2$, $CdGeAs_2$, $ZnSiAs_2$ и $ZnGeAs_2$.

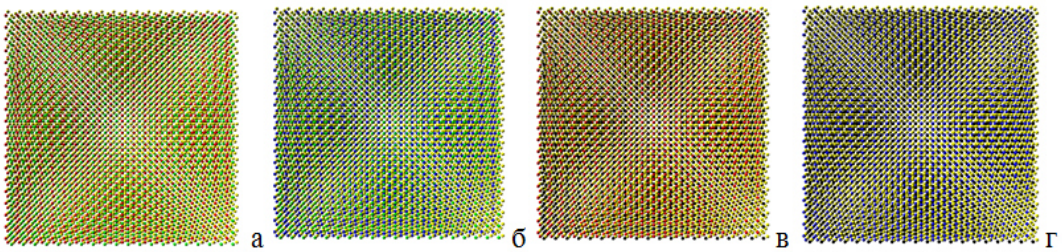


Рис. 1. Модели НЭМС слоев а-$CdGeAs_2$, б-$CdSiAs_2$, в-$ZnGeAs_2$, г-$ZnSiAs_2$

Исследование устойчивости НЭМС слоев проводилось методом молекулярной механики. Результаты эксперимента представлены в таблице 2 и на рисунке 2.

Рисунки 2а и 2б показывают зависимость энергии НЭМС $CdSi_{1-x}Ge_xAs_2$ и $ZnSi_{1-x}Ge_xAs_2$ от содержания германия в системе. Увеличение концентрации германия на подрешетке B^{IV} стабилизирует НЭМС типа $A^{II}B^{IV}As_2$. При введении атомов германия в подрешетку кремния в соединениях типа $CdSi_{1-x}Ge_xAs_2$ имеются положительные отклонения от линейного закона Вегарда (представлен красной линией на рис. 2) с максимумом в области x = 0,30 (рис. 2а). При увеличении концентрации германия в соединениях типа $ZnSi_{1-x}Ge_xAs_2$ имеются отрицательные отклонения от закона Вегарда (с минимумом в точке x = 0,5) и

положительные отклонения, с максимумом x = 0,75. В точке с x=0,6 отклонений значения энергии системы от линейной зависимости не наблюдается (рис. 2б).

Таблица 2. Значение энергии НЭМС переменного состава $A^{II}B^{IV}As_2$

Состав нанослоя	Энергия нанослоя, кДж/моль	Состав нанослоя	Энергия нанослоя, кДж/моль
$ZnSiAs_2$	-341	$CdGeAs_2$	-423
$Zn_{0,75}Cd_{0,25}SiAs_2$	-363	$Zn_{0,25}Cd_{0,75}GeAs_2$	-401
$Zn_{0,5}Cd_{0,5}SiAs_2$	-384	$Zn_{0,55}Cd_{0,5}GeAs_2$	-380
$Zn_{0,25}Cd_{0,75}SiAs_2$	-406	$Zn_{0,75}Cd_{0,25}GeAs_2$	-370
$CdSiAs_2$	-416	$ZnGeAs_2$	-348
$CdSi_{0,75}Ge_{0,25}As_2$	-417	$ZnSi_{0,25}Ge_{0,75}As_2$	-346
$CdSi_{0,5}Ge_{0,5}As_2$	-419	$ZnSi_{0,5}Ge_{0,5}As_2$	-345
$CdSi_{0,25}Ge_{0,75}As_2$	-421	$ZnSi_{0,75}Ge_{0,25}As_2$	-343

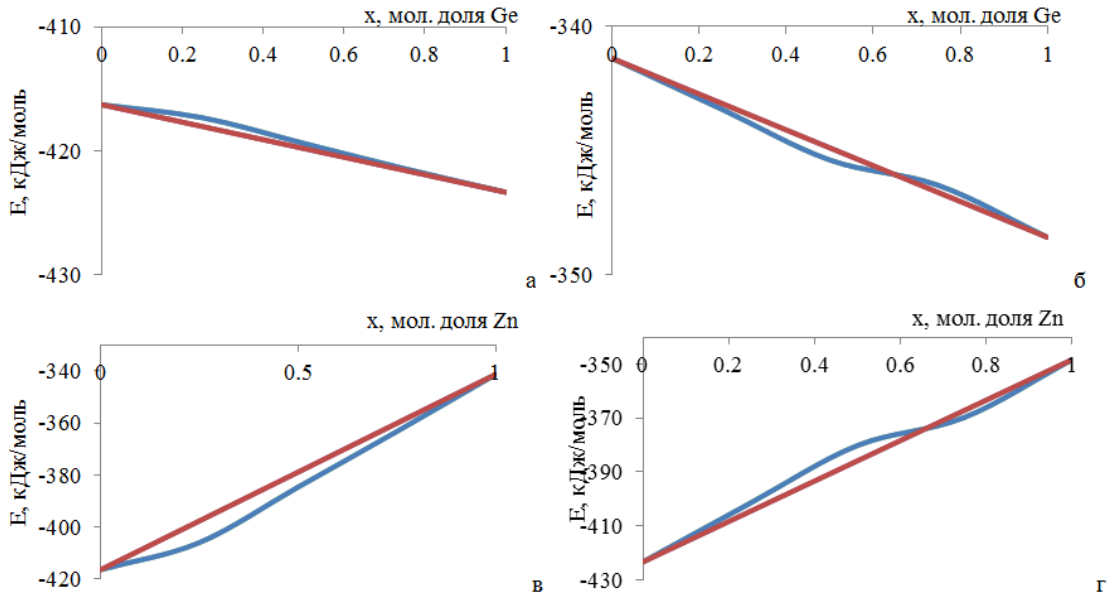


Рис. 2. Зависимость энергии полупроводниковых НЭМС переменного состава:
$CdSi_{1-x}Ge_xAs_2$ (а), $ZnSi_{1-x}Ge_xAs_2$ (б), $Cd_{1-x}Zn_xSiAs_2$ (в), $Cd_{1-x}Zn_xGeAs_2$ (г)

На рисунках 2в, 2г, представлены зависимости энергии НЭМС типа $Cd_{1-x}Zn_xSiAs_2$ и $Cd_{1-x}Zn_xGeAs_2$ от содержания атомов цинка в слое. Видно, что увеличение содержания атомов цинка на подрешетке A^{II} снижает стабильность НЭМС типа $A^{II}B^{IV}As_2$. Увеличение концентрации атомов цинка в системе $Cd_{1-x}Zn_xSiAs_2$ приводит к отрицательным отклонениям от закона Вегарда с минимумом в x = 0,25 (рис. 2в). Увеличение концентрации атомов цинка в системах типа $Cd_{1-x}Zn_xGeAs_2$ приводит к положительным отклонениям от закона Вегарда с максимумом при x = 0,5. Отрицательные отклонения имеют минимум в точке x = 0,75. При значении концентрации атомов цинка x = 0,6 отклонений значений энергии системы от линейности не наблюдается.

Таким образом, показано, что введение, в НЭМС типа $A^{II}B^{IV}As_2$атомов германия в подрешетку B^{IV}оказывает стабилизирующее, а введение атомов цинка на подрешетку A^{II} – дестабилизирующее влияние на систему многокомпонентных арсенидов.

1. Volkov D.A., Terenteva Y.V., Beznosyuk S.A. Attosecond nanotechnology: Quantum dots of nanoelectromechanical systems of $CuIn_xGa_{1-x}S_2$ compounds // Bulletin of the university of Karaganda-chemistry. 2019. Vol. 95. № 3. Pp. 62-67.

2. Verma A. S. Thermal properties of chalcopyrite semiconductors // Philosophical Magazine. 2009. Vol. 89. № 2. Pp. 183-193.

3. Zawilski K. T., Schunemann P. G., Pollak T. M. Glass formation and optical properties of $CdGeAs_2$ // Journal of Crystal Growth. 2008. Vol. 310. № 7-9. Pp. 1897–1903.

4. Boukabrine F., Chiker F., Khachai H. Ab initio calculation of $ZnSiAs_2$ and $CdSiAs_2$ semiconductor compounds // Physica B: Condensed Matter. 2011. Vol. 406. № 2. Pp. 169–176.

5. Xu B., Han H., Sun J. The structural, electronic and optical properties of the chalcopyrite semiconductor ZnSiAs2 // Physica B: Condensed Matter. 2009. Vol. 404. № 8-11. Pp. 1326–1331.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-326

ЛОГАРИФМИЧЕСКАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ОТ ПЛОТНОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ГРЮНАЙЗЕНА ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ СИЛЬНОПОРИСТЫХ ВЕЩЕСТВ

Бельхеева Р.К.

Новосибирский государственный университет, Новосибирск

Новосибирский государственный университет экономики и управления "НИНХ", Новосибирск

Исследование поведения пористых веществ при ударно-волновом нагружении представляет интерес для решения таких прикладных задач как ударно-волновой синтез веществ с заданными свойствами, динамическое компактирование, горение и др. Сжимаемость пористых тел при динамическом воздействии изучается также с целью получения информации об уравнении состояния вещества.

Для описания вещества, подвергнутого ударно-волновому воздействию, используют уравнение состояния в форме Ми-Грюнайзена. Если ударная волна слабая, то коэффициент Грюнайзена γ считают постоянным, если ударная волна сильная, то используют формулу

$$\gamma = \gamma_0 \left(\frac{\rho_{T0}}{\rho} \right)^l, \quad (1)$$

где γ_0 – коэффициент Грюнайзена при нормальных условиях, ρ, ρ_{T0} – соответственно плотность вещества и плотность конденсированного вещества при нормальных условиях, показатель степени l для металлов приближенно равен единице.

При ударно-волновом нагружении пористых материалов возрастает роль теплового давления. Изучение ударного сжатия одного и того же материала при различных начальных пористостях дает более полную картину о свойствах материала и зависимости коэффициента Грюнайзена от термодинамических переменных при высоких давлениях. Большое нагревание при ударном сжатии материалов с высокой пористостью приводит к аномальному поведению ударной адиабаты, заключающемуся в том, что объем среды с возрастанием давления не уменьшается как у конденсированных сред, а увеличивается. Для того, чтобы при моделировании отражалось это различие в ходе ударных адиабат для сплошных материалов и материалов с малыми пористостями от аномального хода ударных адиабат для материалов с большими пористостями, необходимо учесть этот фактор при описании коэффициента Грюнайзена. Под пористостью понимается отношение плотности монолита к плотности пористого вещества.

В [1] предложен способ описания коэффициента Грюнайзена, позволяющий единым образом описывать как сплошные материалы, для которых ударные адиабаты ведут себя нормальным образом, так и материалы с высокой пористостью, ударные адиабаты которых имеют аномальный ход. Это достигается с помощью коэффициента Грюнайзена, заданного кусочной функцией:

- при низких давлениях, пока сильнопористое вещество ведет себя обычным образом и под действием ударной волны уплотняется до некоторого предельного значения плотности, зависимость коэффициента Грюнайзена от плотности описывается уравнением (1);
- с увеличением нагрузок, когда относительная роль теплового давления увеличивается настолько, что плотность вещества начинает уменьшаться и оказывается меньше ρ_0, зависимость коэффициента Грюнайзена от плотности описывается уравнением.

$$\gamma \approx \gamma_0 \left(\frac{\rho_0}{\rho} \right)^{-l}, \quad (2)$$

где показатель степени l ($l > 0$) имеет такое же значение как в случае зависимости (1).

В данной работе предложен способ описания коэффициента Грюнайзена, позволяющий единым образом описывать как сплошные материалы, для которых ударные адиабаты ведут себя нормальным образом, так и материалы с высокой пористостью, ударные адиабаты

которых имеют аномальный ход.

Для описания поведения пористых веществ используется модель взаимопроникающих и взаимодействующих континуумов. Предполагая, что многокомпонентная смесь находится в состоянии локального термодинамического равновесия, ее движение можно описать как движение одного континуума с уравнением состояния, учитывающим свойства компонентов смеси и их массовые доли. При термодинамическом равновесии выполняются условия $P_i = P$, $T_i = T$, $u_i = u$, где P_i, T_i, u_i – давление, температура и массовая скорость компонента i оответственно; P, T, u – давление, температура и массовая скорость смеси соответственно. Термодинамические свойства смеси определяются свойствами составляющих ее компонентов. Считается, что свойства компонентов простых смесей не меняются и задаются уравнениями состояния этих веществ в свободном состоянии. Предполагается, что компоненты смеси представляют собой двухпараметрические среды, т.е. термодинамические функции каждой составляющей зависят от двух термодинамических параметров: истинной плотности ρ_{ii} (массы i-й составляющей в единице ее объема) и температуры T.

Получено уравнение состояния пористой смеси конденсированных компонентов в форме уравнения Ми-Грюнайзена, параметры которого выражаются через соответствующие параметры и массовые доли составляющих.

Проведены численные расчеты ударно-волнового нагружения и изоэнтропического расширения образцов меди различной пористости. Сравнением расчетных и экспериментальных ударных адиабат и изоэнтроп разрежения показано, что предложенная логарифмическая модель коэффициента Грюнайзена достаточно точно описывает поведение сплошных материалов и материалов с малой и высокой пористостью.

Ключевые слова: пористый материал, ударно-волновое нагружение, уравнение состояния, коэффициент Грюнайзена, ударная адиабата, изоэнтропа расширения.

1. Бельхеева Р.К. Уравнение состояния сильнопористого вещества // ТВТ. 2015. Т. 53. № 3. С. 367–377.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-327

МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРАВЛЯЕМОГО СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА В РЕЖИМЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ТЕПЛОВОГО ВЗРЫВА С УЧЕТОМ ДЕТАЛЬНОЙ КИНЕТИКИ ХИМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ

Букрина Н.В., Князева А.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящее время для получения высококачественных тугоплавких соединений широкое применение получили процессы высокотемпературного объемного синтеза. Результат процесса зависит от множества параметров, которые отражают влияния как исходных данных, способа подготовки, геометрических условий синтеза, способа инициирования реакции, так и кинетики сопутствующих физических и химических процессов.

С целью прогноза и управления технологическими параметрами высокотемпературного синтеза требуется привлекать математическое моделирование, позволяющее выявить определяющие факторы и установить условия, необходимые для получения продукта нужного состава.

Цель настоящей работы заключается в исследовании возможных режимов превращения в порошковой смеси с учетом последовательности образования соединений в условиях динамического теплового взрыва. С точки зрения реологического описания, порошок можно моделировать как вязкоупругий материал, с вязкостью, зависящей от состава и от температуры [1,2]. В рамках теплофизического подхода эффективные свойства считаются зависящими от пористости [3].

В работе предложена математическая модель высокотемпературного синтеза интерметаллида в режиме динамического теплового взрыва при нагреве порошковой прессовки в стальном цилиндрическом реакторе. Из условий эксперимента известно, что нагрев происходит по всей поверхности однородно, поэтому рассматриваем одномерное уравнение теплопроводности в условиях сопряженного теплообмена со стенками реактора и систему уравнений химической кинетики. Реакции формирования соединений и образования промежуточных фаз записаны согласно предложенной в [4] схеме (таблица 1).

Таблица 1. Схема формирования соединений и фаз в режиме синтеза при внешнем нагреве

I	$Ni+Al=NiAl$
II	$Al+2NiAl=Ni_2Al_3$
III	$3Al+Ni_2Al_3=2NiAl_3$
IV	$NiAl+2Ni=Ni_3Al$
V	$2NiAl_3=Ni_2Al_3+3Al$
VI	$Ni_2Al_3=2NiAl+Al$
VII	$NiAl=Ni+Al$
VIII	$Ni_3Al=NiAl+2Ni$

На основе стандартных уравнений баланса записаны формально-кинетические уравнения для нахождения доли чистых соединений и продуктов синтеза. Скорости реакций зависят от температуры по закону Аррениуса, а от концентраций в соответствии с законом действующих масс. В отличие от [4,5], реакционную ячейку не выделяем, однако при записи кинетических уравнений учитываем, что имеет место торможение реакций слоем тугоплавких продуктов. Теплофизические свойства прессовки и реактора приняты постоянными.

Задача теплопроводности решалась численно по неявной разностной схеме второго порядка аппроксимации по пространству и первого по времени. Кинетические уравнения для продуктов реакций решаем полунеявным методом. Разработанный численный алгоритм и программа позволяют проследить не только за изменением температуры по пространству и по времени, но и изучить в динамике образование доли продуктов в данном технологическом

процессе при различных условиях проведения эксперимента (скорости нагрева, температуры стенок, толщины стенок реактора, соотношение компонентов в исходной смеси и др.).

Показано, что процесс синтеза в данных технологических условиях является неоднородным. Выяснено, что процесс синтеза даже из стехиометрической исходной смеси в неравновесных условиях может приводить к получению композита, содержащего разные фазы.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

2. Ковальченко М.С. Спекание порошковых материалов под внешним давлением // Порошковая металлургия. 2011. № 1/2. С. 22-42

3. Андриевский, Р. А. Порошковое материаловедение. М.: Металлургия. – 1981. – 205с

4. Bukrina N., Knyazeva A., Influence of inert particles on the dynamics of controlled synthesis of a composite in cylindrical reactor with thick walls // Int. J. Heat and Mass Transfer. 2020. 152. P. 119553.

5. О.Б. Ковалев, В.В. Беляев Математическое моделирование металлохимических реакций в двухкомпонентной реагирующей дисперсной смеси // Физика гонения и взрыва. 2013. №5. С. 64-76.

6. Лапшин О. В., Овчаренко В. Е. Математическая модель высокотемпературного синтеза алюминида никеля Ni3Al в режиме теплового взрыва порошковой смеси чистых элементов // ФГВ. 1996. № 3. С. 68–76.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-328

МОДЕЛЬ СИНТЕЗА КОМПОЗИТА В РЕЖИМЕ ТЕПЛОВОГО ВЗРЫВА ПОРОШКОВОЙ ПРЕССОВКИ В УСЛОВИЯХ КОНТРОЛИРУЕМОГО НАГРЕВА

[1]Букрина Н.В., [2]Барановский А.В.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Национальный исследовательский томский политехнический университет, Томск

Метод синтеза композитного материала в режиме динамического теплового взрыва может быть осуществлен, при протекании экзотермических реакций в конденсированной фазе в условиях контролируемого нагрева. Моделирование в этой области помогает изучать необратимые физические явления, полезно для обработки эксперимента, определения параметров модели и дальнейшего прогнозирования условий синтеза материала.

В процессе резкого роста температуры при тепловом взрыве может происходить разрушение термопары, что приводит к потере данных при эксперименте. Восстановить утраченные участки термограмм можно с использованием математического моделирования.

В настоящей работе предложена математическая модель высокотемпературного синтеза химических соединений и фаз в режиме динамического теплового взрыва при нагреве порошковой прессовки чистых элементов в стальной цилиндрической трубе излучением. Для оценки соответствия результатов моделирования реально протекающим процессам на описанной установке были получены термограммы тепловых взрывов прессовок порошков Ti-Al-C.

Реакционные смеси готовились из порошков ТПП-8 в состоянии поставки (фракция <160мкм) технического углерода П-803 (фракция ~0.8мкм) и порошка алюминия ПА-4 (<140мкм). Смеси смешивались 4 часа с металлическими пластинами в смесителе. Для осуществления теплового взрыва реакционные смеси помещались в стаканчики из 400мкм титановой фольги диаметром 2,4см. и высотой 2 см. Образцы прессовались с усилием 45атм.

Установка для исследования синтеза композитов из порошковых смесей в режиме теплового взрыва представляет собой цилиндрическую трубу, в которую помещают спрессованную смесь порошков. В верхней части прессовки в отверстие по центру погружается термопара. Подготовленную установку помещают в предварительно нагретую до температуры, при которой происходит тепловой взрыв, муфельную печь. и нагревают в течении получаса. Труба в течение эксперимента постоянно продувалась аргоном.

Из условий эксперимента известно, что, нагрев образца по высоте происходит равномерным образом, поэтому рассматриваем одномерное уравнение теплопроводности в цилиндрической системе координат в различных областях (реакционной смеси и стенок реактора) с учетом нагрева порошковой прессовки излучением от стенок камеры.

Тепловыделение в объеме обусловлено протеканием химических реакций. На основе стандартных уравнений баланса записаны формально-кинетические уравнения для нахождения доли чистых соединений и продуктов синтеза. Скорости реакций зависят от температуры по закону Аррениуса, а от концентраций в соответствии с законом действующих масс.

Задача решалась численно с использованием неявной разностной схемы и метода прогонки. Кинетические уравнения решались полунеявным методом. В зависимости от скорости нагрева и охлаждения, а также от исходного состава (процентного содержания чистых элементов порошковой смеси) получаем композит разного состава с преобладающей той или иной фазой.

В работе продемонстрировано качественное соответствие результатов модели характеру изменения температуры и концентрации в процессе синтеза композита экспериментальным путем в режиме динамического теплового взрыва.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта №17-19-01425-П).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-329

ВЛИЯНИЕ УЧЕТА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПРОДУКТА СИНТЕЗА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ

Букрина Н.В., Князева А.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В условиях синтеза горением композитов из порошковых смесей имеет место разнообразие химических реакций. Получаемые многокомпонентные и многофазные продукты реакций в зависимости от условий реализации процесса синтеза обладают разными свойствами. Итоговый состав получаемых материалов из смесей одного и того же состава может оказаться различным, что зависит не только от теплофизических процессов. В общем случае сопутствующие химическим превращениям процессы деформации и формирования полей напряжений являются полноправными стадиями синтеза и могут влиять на эффективные свойства, структуру получаемого материала, что в конечном итоге определяет кинетические закономерности протекания процесса [1-3 и др.]. Построение макрокинетических моделей процесса синтеза новых материалов, учитывающих различные физико-химические процессы, а также их взаимодействие друг с другом является актуальной задачей.

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния учета полей напряжений и деформаций на формирование продукта синтеза в режиме горения.

В работе предложена модель синтеза композита «металлическая матрица – упрочняющие включения» с упрощенной реакционной схемой, включающей две стадии. Одна из реакций приводит к формированию упрочняющих частиц, вторая – к формированию матрицы. Построена математическая модель, учитывающая взаимовлияние тепловых, химических и механических явлений. Примеры способа построения подобных моделей содержится в [4,5]. Модель включает уравнение теплопроводности с дополнительным источником тепловыделения химической и нехимической природы. В задачу входят кинетические уравнения для определения долей продуктов синтеза. Реакции инициируются тепловым импульсом с поверхности. Установлено, что после преобразований и частичного аналитического решения, модель включает эквивалентные параметры реакций и эквивалентные теплофизические свойства, зависящие от механических модулей. Разработан численный алгоритм, составлена и отлажена программа, позволяющая осуществлять детальное параметрическое исследование. Уравнение теплопроводности решали с использованием неявной разностной схемы первого порядка аппроксимации по времени и второго по пространственным координатам и метода прогонки. Кинетические уравнения для суммарных реакций решаются полунеявным методом.

Предложенная модель позволила исследовать характер изменения температуры и концентраций продуктов в зоне реакции для разных условий. Рассчитываются поля температуры, концентраций, напряжений и деформаций как на стадии инициирования реакций, так и в процессе горения; обсуждается влияние напряжений и деформаций на условия инициирования реакций и критические явления.

Задача анализировалась для двух вариантов:

1) бесконечный образец (т.е. образец, размеры которого значительно превышают размер теплового пограничного слоя, который может сформироваться за время наблюдения);

2) образец конечных размеров, в котором возможно полное превращение реагентов в продукты реакции за время наблюдения. В отношении механических процессов образец всегда остается конечным.

Показано, что в случае бесконечного образца представляет интерес процесс выход на стационарный режим. Принимаем, что к стационарному режиму привели те условия, при которых максимальная температура на стадии горения не изменяется с точностью до 3-5 %. Если образец является конечным, то с точки зрения наблюдателя интерес представляют иные величины. В этом случае о характере процесса судили по поведению максимальной

температуры среднеинтегральных концентраций реагентов и продуктов, а также средних по длине всего образца напряжений и деформаций в зависимости от времени. Характеристикой процесса выбрано время полупревращения реагента в продукты.

Показано, что учет связанности тепловых, химических и механических процессов приводит к изменению всех характеристик, а также величин различного рода напряжений в зоне реакции. Величина этих напряжений зависит от условий инициирования реакции. Влияние на напряжения в зоне реакции и в продуктах оказывают параметры, характеризующие саму реакцию: отношения скоростей реакций и теплот реакций.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 20-03-00303.

7. Князева А.Г. Скорость фронта простейшей твердофазной химической реакции и внутренние механические напряжения // ФГВ. 1994. № 1. С.44-54.
8. Knyazeva A.G., Zarko V.E. Modeling of Combustion of Energetic Materials with Chemically Induced Mechanical Processes // J. of Propulsion and Power. 1995. № 4. P.791-803.
9. Дюкарев Е.А., Князева А.Г. Модель автоволнового распространения твердофазной реакции низкотемпературного хлорирования хлористого бутила // ФГВ. 1998. № 5. С.84-94.
10. Knyazeva A.G. Effect of fixing conditions on the heating rate of a specimen // Combustion, Explosion, and Shock Wave. 2000. № 5. С. 582-590.
11. Knyazeva A.G., Kryukova O.N. Распространение твердофазного превращения в плоском слое с учетом связанности тепловых и механических процессов // Математическое Моделирование. 2003. № 8. С.21–33.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-330

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИЙ В ПОРОУПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЛЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА СПЕКТРАЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ГРАФИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОРАХ

[1,2]Вершинин А.В., [1]Левин В.А., [1]Подладчиков Ю.Ю.
[1]Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва
[2]Институт Физики Земли РАН, Москва

В докладе рассматриваются математические модели, численные методы и их программная реализация для моделирования развития полос локализации пластических деформаций в пороупругопластическом теле. Математическая модель рассматриваемого процесса описывается системой нелинейных уравнений в частных производных пороупругопластичности, обобщающая классическую модель Био для двухфазной насыщенной жидкостью пороупругой среды [1,2,6,7]. Отличительной особенностью данной модели является двустороннее сопряжение между механическими процессами, происходящими в пористой упругопластической матрице и насыщающей вязкой жидкости, позволяющее учитывать как влияние изменения порового давления в жидкости на напряженно-деформированное состояние пористого скелета горной породы, так и обратное влияние изменения формы порового пространства (в результате деформаций скелета) на поровое давление в жидкости и, как следствие закона Дарси, на скорость перетока жидкости внутри пористой горной породы. Для моделирования накопления упругопластистических деформаций в теле с последующим развитием зон их локализации (полос скольжения) используется теория течения с неассоциированным законом пластичности по модели Друкера-Прагера [5,8,12], позволяющая учитывать различие в значениях угла внутреннего трения и угла дилатансии для большинства типов горных пород, а также объемные пластические деформации. Кроме того, в рамках рассмотренной модели пороупругопластичности учитывается нелинейная зависимость параметров модели (модули упругости, модуль Био, проницаемость и другие) от пористости, которая, в свою очередь, зависит от объемной деформации скелета.

Для численного решения поставленной задачи используются вариационная постановка на основе метода Галеркина и изопараметрический метод спектральных элементов [9,10,11] для дискретизации геометрической модели и уравнений по пространству на криволинейных неструктурированных сетках, позволяющих, в том числе, аппроксимировать криволинейную геометрию тела с высоким порядком точности и разгрублением сетки (увеличением размера спектральных элементов) при удалении от концентраторов напряжений [3,4]. При проведении расчетов модельных задач использовались порядки спектральных элементов до 15го. Отличительной особенностью разработанного алгоритма численного решения системы нелинейных уравнений пороупругопластичности является использование метода динамической релаксации (метод установления по времени), позволяющего на каждом шаге нагружения (шаге изменения внешней нагрузки) получать установившееся (стационарное) решение краевой задачи с использованием явной схемы по времени с ограничением на шаг по времени в соответствии с условием Куранта (шаг по времени пропорционален шагу по пространству, а не квадрату от него в классических методах установления). Данный оригинальный подход, предложенный третьим автором, позволяет избежать необходимости формирования глобальной тангенциальной матрицы системы (так называемой касательной матрицы жесткости), как при использовании, например, метода Ньютона, что, с одной стороны, является зачастую трудоемким процессом, требующим нетривиальных аналитических выкладок в особенности для нелинейных определяющих соотношений, а, с другой стороны, приводит к существенному ограничению масштабируемости вычислительного процесса при распараллеливании алгоритма на массивно-параллельных высокопроизводительных системах.

Программная реализация разработанного алгоритма численной дискретизации системы

уравнений пороупругопластичности выполнена с использованием технологии CUDA. В рамках данной реализации спектральноэлементная сетка естественным образом отображается на сетку (grid) из мультипроцессоров графической карты, а соответственно каждый спектральный элемент отображается на потоковый блок (block), в рамках которого отдельные узлы внутри элемента обрабатываются соответствующими им потоками внутри блока. Данный подход позволяет эффективно задействовать возможности разделяемой (shared) памяти для кэширования данных внутри спектрального элемента при формировании вектора внутренних усилий на нем (например, при вычислении производных неизвестных функций), что значительно увеличивает пропускную способность параллельной версии алгоритма, производительность которой ограничена именно скоростью доступа к глобальной графической памяти (memory bounded), а не вычислительной скоростью ядер графического процессора (compute bounded). В докладе приводятся результаты численного решения задачи о развитии зон локализации упругопластической деформации в окрестности скважины, пробуренной в пористой горной породе, насыщенной жидкостью, в результате пошагового снижения давления в скважине по отношению к поровому давлению в породе на удалении от скважины. Рассмотрено изменение пористости и проницаемости в результате накопления пластических деформаций. Расчеты проведены на высокопроизводительной вычислительной станции HP Apollo на основе графических карт NVIDIA Tesla V100.

Исследования для данной работы были проведены в Институте Физики Земли РАН имени О.Ю. Шмидта за счет средств гранта Российского научного фонда (проект № 19-77-10062) в части разработки математической модели и проведения численного моделирования и в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова» при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Соглашение о предоставлении грантов №075-15-2019-1890) в части разработки методов численной дискретизации и распараллеливания на гибридных высокопроизводительных вычислительных системах на основе технологии CUDA.

1. Ahmed Benallal, Alexandre S.Botta, Wilson S.Venturini "Consolidation of elastic–plastic saturated porous media by the boundary element method" Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Volume 197, Issues 51–52, 15 October 2008, Pages 4626-4644.
2. M.A. Biot “Theory of propagation of elastic waves in a fluid-saturated porous solid,” in J. Acoust. Soc. Am., 28, pp. 168-191 (1956).
3. Charara Marwan, Vershinin Anatoly, Deger Evgeniya, Sabitov Denis, and Pekar Grigory. 3d spectral element method simulation of sonic logging in anisotropic viscoelastic media. In SEG Expanded Abstracts, volume 30, pages 432–437, 2011.
4. M. Charara, A. Vershinin, D. Sabitov, and G. Pekar. Sem wave propagation in complex media with tetrahedral to hexahedral mesh. In 73rd European Association of Geoscientists and Engineers Conference and Exhibition, pages 41–45. Vienna, Austria, 2011.
5. Duretz, T., Souche, A., de Borst, R., & Le Pourhiet, L. (2018). The benefits of using a consistent tangent operator for viscoelastoplastic computations in geodynamics. Geochemistry, Geophysics, Geosystems, 19. https://doi.org/10.1029/2018GC007877.
6. O. Coussy, Mechanics of Porous Continua, Wiley, New York, 1995.
7. O. Coussy, Poromechanics, John Wiley and Sons, 2004.
8. A. Garavand, YP Stefanov, AS Romanov, YL Rebetsky, and AV Myasnikov. Numerical modeling of plastic deformation and failure around a wellbore in compaction and dilation modes. *International Journal for Numerical and Analytical Methods in Geomechanics*, 44(6):823–850, 2020.
9. V. S. Karpenko, A. V. Vershinin, V. A. Levin, and K. M. Zingerman. Some results of mesh convergence estimation for the spectral element method of different orders in fidesys industrial package. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 158:012049, 2016.
10. Komatitsch D and Vilotte J-P 1998 The spectral element method: an efficient tool to simulate the seismic response of 2D and 3D geological structures Bulletin of Seismological Society of America 88(2).
11. Dmitriy Konovalov, Anatoly Vershinin, Konstantin Zingerman, and Vladimir Levin. The implementation of spectral element method in a cae system for the solution of elasticity problems on hybrid curvilinear meshes. Modelling and Simulation in Engineering, 2017:1–7, 2017.
12. Yarushina, V. M. & Podladchikov, Y. Y. (De)compaction of porous viscoelastoplastic media: Model formulation. J. Geophys. Res. Solid Earth 120, 4146–4170 (2015).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-331

ВОЛНОВАЯ ПРИРОДА ПЛАСТИЧНОСТИ И ЛОКАЛИЗОВАННОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ В МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЯХ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Власова А.М.
Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
Уральский федеральный университет им. Б.Н.Ельцина, Екатеринбург

Впервые метод молекулярной динамики применяется для исследования локализации пластической деформации на примере гексагональных (магний, бериллий) кристаллов и наблюдения волновой природы пластичности на атомарном уровне. Сопоставляются экспериментальные данные, теория и данные молекулярно-динамических расчетов структуры кристаллов под воздействием внешних напряжений. Рассмотрен коллективный характер изменения атомной структуры под нагрузкой.

Макролокализация пластической деформации сопровождает процесс изменения формы материала, независимо от его кристаллической структуры, начиная от предела текучести вплоть до разрушения образца. При этом современные представления об макролокализации сводятся к тому, что выделяют четыре типа [1] картин локализации: автоволны возбуждения или переключения, фазовые автоволны, устойчивые диссипативные структуры и высокоамплитудные неподвижные очаги деформации. При этом эволюция картин локализации связана со стадийностью кривых деформационного упрочнения. Проведено много экспериментов, доказывающих явление макролокализации деформации и подтверждающих локализацию на каждой стадии упрочнения материалов. Поскольку пластическая деформация – это процесс, протекающий на всех структурных уровнях, то метод молекулярной динамики позволяет исследовать ее на микроскопическом уровне. Проблема локализации не может быть рассмотрена только в рамках дислокационных моделей.

В данной работе применяется модель деформируемой структурно-неоднородной среды. При этом она получается из однородной непрерывным образом. В объеме содержится достаточное количество различных типов структурных элементов (дислокаций, двойников и др). Имеется ненулевое число концентраторов внутренних напряжений. Наименьшую сдвиговую устойчивость при нагружении обнаруживает поверхностный слой, который является особым состоянием вещества.

Моделирование выполнено с использованием вычислительного пакета LAMMPS [2], обработка расчетных данных выполнена при помощи Open Visualization Tools OVITO [3]. Моделируемая ячейка кристаллов магний и бериллия размером 9.7 × 22.1 × 41.4 нм была выбрана в форме прямоугольного параллелепипеда, ребрам которого соответствовали кристаллографические направления $\mathbf{X}=\left[\bar{1}\,\bar{1}\,20\right]$, $\mathbf{Y}=\left[\bar{1}\,101\right]$, $\mathbf{Z}=\left[\bar{1}\,10\,\bar{1}\right]$. Одноосное сжатие осуществлялось путем переопределения скоростей атомов, находящихся в приповерхностных торцевых слоях толщиной 0.62 нм.

Рассчитаны кривые зависимости скорости деформации от степени деформации, а также соответствующее изменение потенциальной энергии.

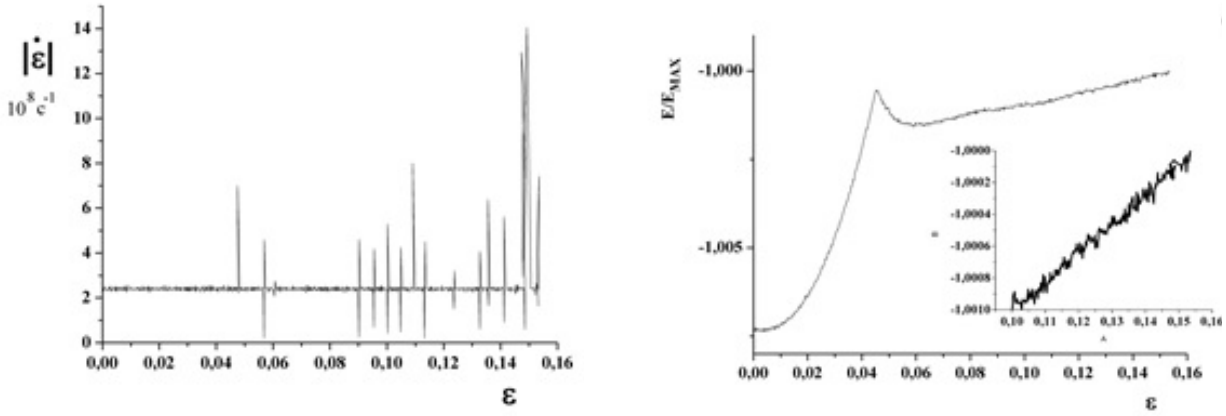
Модуль мгновенной скорости $\left|\dot{\varepsilon}_i\right|$ рассчитывался как

$$\left|\dot{\varepsilon}_i\right|=\left|\frac{l_i-l_{i+1}}{\Delta\tau\cdot l_0}\right|. \qquad (1)$$

Временная зависимость (зависимость от степени деформации) скорости деформации является показателем, позволяющим выявить неоднородность деформационных процессов. С одной стороны, скорость является той макроскопической характеристикой, которую легко измерить, которая характеризует монолитный образец. С другой стороны, изменение скорости от одного момента времени к другому, при постоянном внешнем усилии, указывает на неоднородность пластического течения.

На рисунке 1а показана зависимость скорости $\dot{\varepsilon}$ деформации от степени деформации ε (для удобства здесь и далее зависимость от времени τ заменена на зависимость от степени деформации ε).

На рис. 1б показано изменение нормированной потенциальной энергии E/E_{max} системы атомов в зависимости от степени деформации ε. Локальный максимум при ε = 0.05. соответствует достижению критического напряжения для зарождения дислокаций. При 0.05<ε<0.06 монотонная убыль потенциальной энергии соответствует зарождению дислокаций. При ε > 0.06 слабый монотонный рост свидетельствует о скольжении дислокаций. При ε > 0.1 кривая принимает характерную пилообразную форму с горизонтальной компонентой зубчатости (врезка на рис. 1б), что связано с междислокационным взаимодействием.



а б

Рис. 1. Модуль скорости деформации в процессе деформирования (а) и соответствующее изменение потенциальной энергии (б) для кристаллов магния

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме "Давление" № АААА-А18-118020190104-3.

Расчеты проводились на суперкомпьютере ИММ УрО РАН «УРАН».

1. Л.Б.Зуев Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды // Москва. Физматлит. 2019 г. 208 с.
2. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comp. Phys. 1995. V. 117. P. 1.
3. Stukowski A. Extracting dislocations and non-dislocation crystal defects from atomistic simulation data // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. V. 18. 2010. P. 015012.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-332

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТЕЛ В УСЛОВИЯХ ФРИКЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Горячева И.Г.
Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва

Накопление контактно-усталостных повреждений является одной из основных причин разрушения поверхностных слоев контактирующих тел, причем этот процесс определяется как прочностными свойствами материала, так и напряженным состоянием поверхностных слоев, которое, в свою очередь, зависит от механических характеристик контактирующих тел, а также от характера их взаимодействия. Кроме того, этот процесс проявляется на разных масштабных уровнях: на микроуровне, который характеризуется масштабом пятна контакта отдельной микронеровности поверхности, он приводит к усталостному изнашиванию материалов пары трения, на макроуровне, масштаб которого определяется размером области номинального контакта – к зарождению контактно-усталостной трещины на некоторой глубине под поверхностью.

Подход к моделированию усталостного изнашивания поверхности трения основан на построении функции поврежденности, которая зависит как от напряженного состояния подповерхностных слоев материала, так и от температурного разогрева поверхности трения. При этом напряженное состояние подповерхностного слоя определяется как макро- так и микрогеометрией контактирующих поверхностей. Износ является специфическим видом разрушения поверхности, для которого характерны многократно повторяющееся отделение частиц износа с поверхности трения, зависимость от истории процесса нагружения и накопленной в материале поврежденности, самоорганизация и формирование равновесных структур.

При моделировании зарождения контактно усталостной трещины анализируется поле внутренних напряжений, возникающих в материале от действия контактных нормальных и касательных напряжений, возникающих в области взаимодействия деформируемых тел на макроуровне. В докладе приводятся примеры исследования полей внутренних напряжений и моделирования накопления усталостных повреждений в условиях фреттинга [1] (рис.1), а также в условия качения с проскальзыванием упругих тел заданной формы (качение цилиндрического или сферического упругого тела по упругому полупространству). Исследуется влияние свойств промежуточного слоя и величины относительного проскальзывания на места зарождения усталостной трещины в условиях трения качения [2], а также зависимость места локализации усталостной трещины от распределения в материале остаточных напряжений [3].

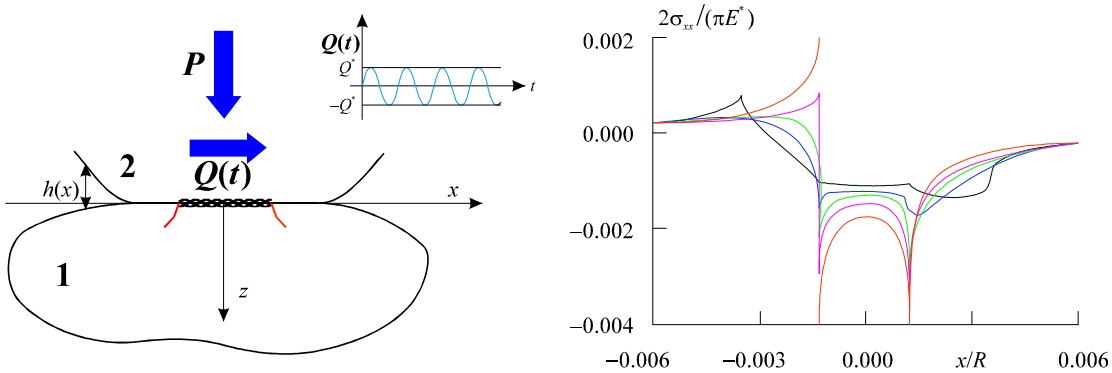


Рис. 1. Схема контакта (1) и эволюция распределения напряжений при фреттинге (2)

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, НТУ «Сириус», ОАО «РЖД» и Образовательного Фонда «Талант и успех» в рамках научного проекта № 20-38-51005.

1. Горячева И.Г., Горячев А.П. Износоконтактная задача с неполным проскальзыванием// Прикладная математика и механика. 2006. Т 70 № 6. С. 1011–1053.
2. Мещерякова А.Р., Горячева И.Г. Напряженное состояние упругих тел в условиях качения с проскальзыванием при наличии промежуточного слоя // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23, № 6. С. 91–101.
3. Горячева И.Г.,Торская Е.В. Моделирование накопления контактно-усталостных повреждений в условиях трения качения при наличии остаточных деформаций. // Трение и износ. 2019. Т.40, №1, С.44-51.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-333

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

[1]Григорьев А.С., [1,2]Шилько Е.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Значения прочностных характеристик хрупких геторогенных материалов, полученные в стандартных условиях лабораторных квазистатических испытаний на одноосное сжатие / растяжение, могут многократно отличаться от значений прочности в механически стесненных условиях или при интенсивных динамических воздействиях (при скоростях деформации выше 10^1 c^{-1}). Не менее важным фактором, определяющим интегральные механические характеристики материала, являются дефекты структуры (микротрещины, поры и другие несплошности). В ряде случаев условия эксплуатации изделий из хрупких материалов предусматривают или допускают заполнение внутренних несплошностей материала флюидом. Результаты многочисленных экспериментальных и численных исследований [1,2] свидетельствуют о том, что флюид, содержащийся в поровом пространстве материала, может оказывать значительное влияние на его механическое поведение. В частности, материал может демонстрировать существенно более низкие прочностные характеристики в случае наличия флюида в его поровом пространстве. Конкретные значения прочности флюидонасыщенного образца зависят, как от реологических параметров флюида (вязкость, адгезия, сжимаемость), так и от фильтрационной способности материала образца (проницаемость, пористость, отношение объема закрытой пористости к объему открытой), а также от условий нагружения (скорость и вид деформации). Следует отметить, что, в отличие от классического представления о зависимости прочности «сухого» материала от скорости деформации [3,4], прочность флюидонасыщенных образцов может существенно уменьшаться с ростом скорости деформации даже при столь малых скоростях, при которых сам твердофазный каркас является нечувствительным к скорости нагружения [5]. Это является прямым следствие мобильности флюида, то есть его способности перераспределяться в поровом пространстве материала при любых сколь угодно малых градиентах порового давления.

Указанные особенности механического отклика проницаемых и насыщенных поровым флюидом материалов в условиях нагружения, отличных от квазистатических, должны быть отражены в моделях механического поведения, используемых при оценке напряжений и дизайне структуры применительно к конкретным условиях эксплуатации. В настоящее время, как правило, применяются модели, позволяющие учитывать зависимость механических характеристик материала (в том числе хрупкого пористого) либо (а) от скорости деформации, либо (б) от механического межфазного (каркас – поровый флюид) взаимодействия и способности флюида перераспределяться в поровом пространстве. В связи с этим создание обобщенной связанной динамической модели механического поведения, обеспечивающей комплексный учет зависимости прочностных характеристик проницаемого флюидонасыщенного материала от скорости деформации и межфазного взаимодействия, является актуальной задачей, в том числе для развития концепции цифровых двойников материалов и конструкций.

В настоящей работе развита связанная модель механического поведения хрупких флюидонасыщенных материалов, учитывающая зависимость прочностных свойств порового каркаса от скорости деформации, а также учитывающая негативное влияние на них внутрипорового флюида. С помощью развитой модели, реализованной в рамках метода однородно деформируемых дискретных элементов [6,7], проведено исследование особенностей механического поведения флюидонасыщенных хрупких материалов в динамических условиях нагружения.

Выявлены ключевые особенности динамического механического отклика хрупких

пористых флюидонасыщенных материалов, отличающие их от традиционно изучаемых «сухих» хрупких материалов. В частности, показано, что зависимость динамической прочности проницаемых флюидонасыщенных хрупких материалов от скорости деформации состоит из двух связанных между собой участков, на которых режимы фильтрации порового флюида отличаются качественно (рис. 1). Установлено, что деформирование образца флюидонасыщенного материала при постоянной приложенной скорости деформации происходит в одном из двух режимов: в режиме со «свободной» фильтрацией флюида или в «бесфильтрационном» режиме. Условия реализации одного из режимов зависят от множества факторов (проницаемость материала каркаса, реологические свойства флюида и т.д.), интегрально характеризуемых безразмерными параметрами, такими как число Дарси. Интервал скоростей деформации, отвечающий переходной области между двумя режимами, определяется проницаемостью материала κ и вязкостью жидкости и может быть оценен с использованием безразмерного параметра (числа Дарси). Выявленные закономерности могут быть использованы для осуществления оценок динамических механических характеристик (прочности, а также динамических значений упругих модулей) флюидонасыщенных элементов структур/конструкций или фрагментов горных пород в сложных условиях нагружения.

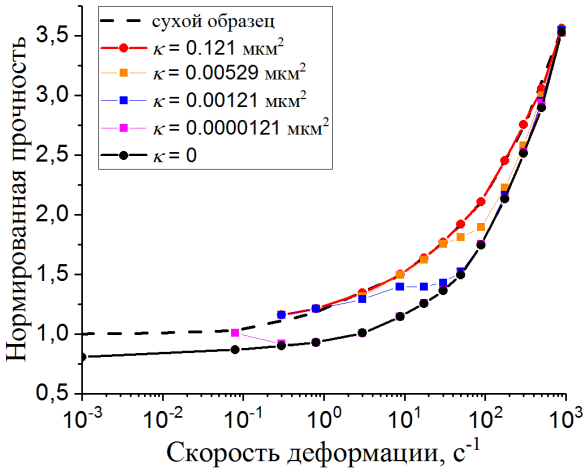


Рис. 1. Зависимости прочности на сжатие флюидонасыщенных образцов модельных материалов (с упругими и статическими прочностными свойствами песчаника), характеризующихся различными значениями проницаемости κ, от скорости деформации

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

1. Xing H.Z., Wu G., Dehkhoda S., Ranjith P.G., Zhang Q.B. Fracture and mechanical characteristics of CO2-saturated sandstone at extreme loading conditions // International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences 2019. V. 117. P. 132–141.
2. Ma L., Wu J., Wang M., Dong L., Wei H. Dynamic compressive properties of dry and saturated coral rocks at high strain rates // Engineering Geology.2020. V. 272. Article number 105615.
3. Brischoff P.H., Perry S.H. Compressive behavior of concrete at high strain rates//Materials and Structures. 1991. V. 24. P. 425–450.
4. Динамическая прочность горных пород / М.П. Мохначев, В.В. Присташ. Москва, Изд.-во Наука. – 1982. – 141 с.
5. Wang P., Yin T.-B., Hu B.-W. Dynamic tensile strength and failure mechanisms of thermally treated sandstone under dry and water-saturated conditions // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2020. V. 30. P. 2217−2238.
6. Psakhie S.G., Shilko E.V., Grigoriev A.S., Astafurov S.V., Dimaki A.V., Smolin A.Yu. A mathematical model of particle–particle interaction for discrete element based modeling of deformation and fracture of heterogeneous elastic–plastic materials // Engineering Fracture Mechanics. 2014. V. 130. P. 96–115.
7. Shilko E.V., Psakhie S.G., Schmauder S., Popov V.L., Astafurov S.V., Smolin A.Yu. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure // Computational Materials Science. 2015. V. 102. P. 267–285.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-334

СРАВНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ДИСПЕРСНО НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В ПЛОСКОЙ И ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ПОСТАНОВКЕ

[1,2]Гришаева Н.Ю., [1,2,3]Люкшин Б.А., [2,3]Панов И.Л., [1,4]Панин С.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск
[3]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[4]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Композиты, в которых матрицей служит полимерный материал, являются одним из самых многочисленных и разнообразных видов материалов. Их применение в различных областях дает значительный экономический эффект. В качестве наполнителей ПКМ используется множество различных веществ [1-2]. Это позволяет менять широкий спектр свойств материала – от цвета и стоимости до физико-механических характеристик. Использование ненаполненных полимеров, например, сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ), в качестве покрытий для изделий триботехнического назначения оказывается неэффективным. Для улучшения эксплуатационных свойств используются различного рода наполнители [3]. За счет их введения меняется структура материала и его свойства, при этом химическая природа полимера остается прежней.

Так, введение в композит микрочастиц оксида алюминия Al_2O_3 со средним размером 50 мкм приводит к тому, что при фрикционном взаимодействии значительная часть нагрузки ложится на наполнитель, т.е. на эти частицы, обеспечивая повышение износостойкости.

Экспериментальные исследования покрытий из материалов на основе СВМПЭ показали, что степень кристалличности полимера при увеличении доли наполнителя уменьшается в сравнении с чистым СВМПЭ, при этом модуль упругости и прочность растет. С добавлением в СВМПЭ микрочастиц оксида алюминия до 20 % мас. прочность и коэффициент трения увеличиваются. Надмолекулярная структура при этом имеет сферолитный характер, а по мере увеличении доли наполнителя размер сферолитов уменьшается [4].

Определение эффективных деформационно-прочностных свойств композитных материалов методами физического и математического моделирования сводится к вычислению параметров напряженно-деформированного состояния (НДС) на основе уравнений механики деформируемого твердого тела. Реализация задач определения параметров НДС композита в большинстве случаев проводится с использованием метода конечных элементов. В работах авторов, например, [3,4], такие задачи решались в плоской постановке. В настоящей работе проводится сопоставление результатов расчетов эффективных упругих характеристик дисперсно-наполненных полимерных систем, полученных в плоской и пространственной постановке. Для исключения погрешностей, связанных со способом численной реализации, расчеты проводились в едином пакете программ Abaqus CAE.

Расчетная область в пространственном случае представляет собой куб со стороной 500 мкм со сферическими включениями радиусом 50 мкм, на границах матрица – включения принимаются условия идеальной адгезии. Нижняя грань жёстко закреплена, на верней грани приложена вдоль нормали растягивающая нагрузка, боковые грани свободны от напряжений.

На рис. 1а показано распределение включений в расчетной области со степенью наполнения 20 %, радиус включений 50 мкм. Для сравнения трехмерной и двумерной постановок провели секущие плоскости со случайной ориентацией и получили 5 разных сечений куба (рис. 1б - 1е). Для этих сечений получены решения, аналогичные пространственной задаче, в плоской постановке.

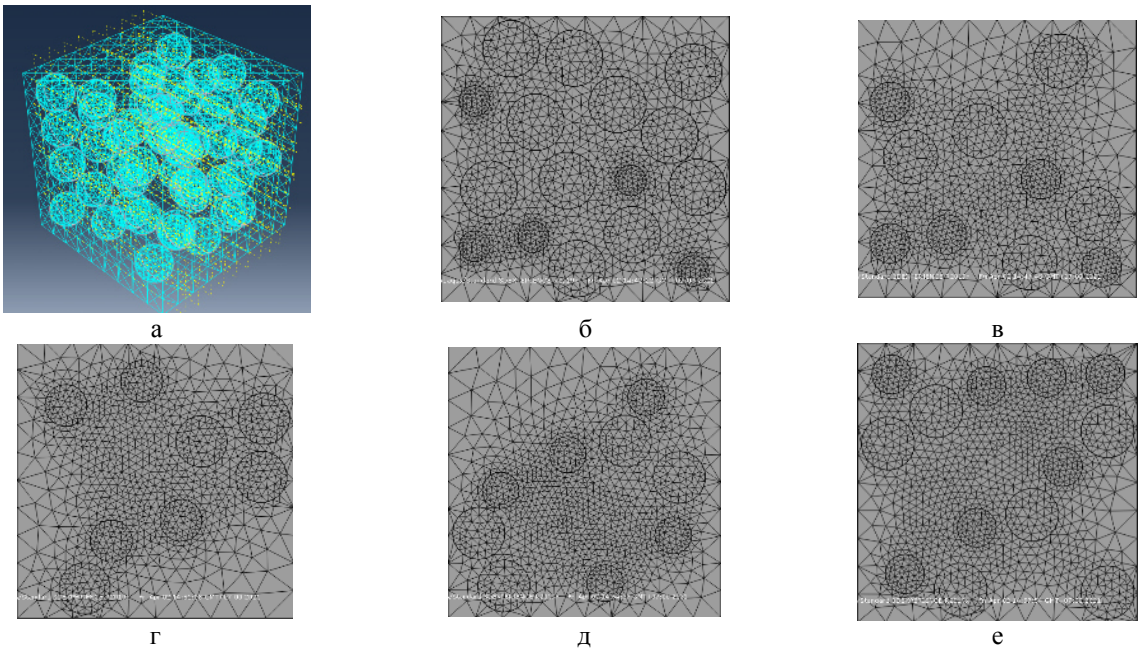


Рис. 1. Распределение включений в расчетной области: трехмерная модель (а); сечение 1 (б); сечение 2 (в); сечение 3 (г); сечение 4 (д); сечение 5 (е)

В таблице 1 приведены расчеты модуля упругости композиционного материала для пространственного случая и разных плоских расчетных областей. При случайной ориентации секущей плоскости в нее попадает разное количество сферических включений, причем в секущей плоскости оказываются разные размеры круглых по форме сечений. Поэтому в пространственном случае степень наполнения фиксирована, а в плоских случаях возникают разные варианты.

Таблица 1. Модуль упругости композита

Степень наполнения, %	21,42	39	23,4	18,3	18,9	28
Модель	3d	сечение 1	сечение 2	сечение 3	сечение 4	сечение 5
Модуль упругости, МПа	940	1248	930	815	811	910

Среднее значения модуля упругости по сечениям равно 942,8 МПа. Как видно из данных таблицы, для каждого отдельного плоского случая получаемое значение модуля упругости может значительно отличаться от его значения, полученного в пространственной постановке. Для приведенных в таблице результатов модуль меняется от 811 до 1248 Мпа, т.е. более чем в полтора раза. Однако среднее арифметическое значение всего по пяти случайным плоским сечениям практически совпадает с оценкой по пространственной постановке.

Таким образом, в многочисленных исследованиях, выполненных ранее в плоском приближении, в том числе авторами, полученные оценки, в частности, упругих характеристик, вполне могут быть использованы как неплохое приближение к таковым по трехмерным моделям.

1. Кербер М. Л., под ред. академика Берлина А. А. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология (4-е издание, исправленное и дополненное). 2014. С. 592
2. Михайлин Ю.А. Конструкционные полимерные композиционные материалы 2-е издание. 2008. С. 822
3. Дисперсно-наполненные полимерные композиты технического и медицинского назначения / Б.А. Люкшин, С.В. Шилько, С.В. Панин и др. Новосибирск, Изд.-во СО РАН. – 2017. – 311 с.
4. Гришаева Н.Ю., Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Панин С.В., Бочкарева С.А., Матолыгина Н.Ю., Артемов И.Л. Влияние структурных особенностей сверхвысокомолекулярного полиэтилена на свойства композиции // Механика композиционных материалов и конструкций. 2017. Т. 23. № 2. С. 183-197.
5. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. – М.: Мир. 1979.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-335

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМАХ Cu-Al В УСЛОВИЯХ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Смолин А.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Методом молекулярной динамики исследована возможность реализации мартенситных фазовых превращений в системах Cu-Al в условиях сдвигового нагружения. Моделирование проводилось с использованием программного пакета LAMMPS. Исследуемые образцы представляли собой параллелепипеды со свойствами твёрдого раствора замещения $Cu_{90}Al_{10}$ и $Cu_{85}Al_{15}$. Положение атомов Cu и Al в узлах решётки задавалось датчиком случайных чисел при сохранении требуемого процентного соотношения. Размеры образцов составляли $70a \times 35a \times 30a$, где a – параметр решётки, индивидуальный для каждой рассмотренной концентрации компонентов. Количество атомов в системе составляло более 300000. Ориентация кристаллической решётки задавалась таким образом, чтобы основные кристаллографические направления [100], [010] и [001] соответствовали осям лабораторной системы координат. Для расчёта скоростей и положений атомов система рассматривалась как канонический ансамбль с термостатом Нозе-Гувера.

Установлено, что сдвиговая деформация в моделируемых кристаллитах реализуется преимущественно за счёт формирования и движения частичных дислокаций Шокли. Это приводит к активному формированию дефектов упаковки вычитания и внедрения, а так же к двойникованию. Установлено, что формирование большого числа дефектов структуры может приводить к переориентации кристаллической решётки в отдельных её областях. Кроме того, в результате прохождения дислокаций Шокли по соседним плоскостям, в объёме образца формируются объёмные кластеры с ГПУ решёткой, которые сохраняют свою структуру в широком интервале деформации. Ширина таких кластеров может достигать десяти и более параметров решётки. Обнаруженные кластеры являются участками новой фазы в моделируемом кристаллите, формирующейся в результате сдвигового нагружения. Анализ относительных атомных смещений показал, что после формирования фрагментов новой фазы в объёме образца деформация реализуется преимущественно за счёт проскальзывания по границам, расположенным вблизи нагружаемых слоёв.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00743).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-336

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АДДИТИВНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В РАМКАХ МИКРОМЕХАНИКИ

[1]Дымнич Е., [1]Романова В.А., [1]Балохонов Р.Р., [2]Мохэбби М. С., [2]Плошихин В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Бременский университет, Бремен

Применение аддитивных методов, в частности селективного лазерного плавления (СЛП), позволяет создавать объекты сложной геометрии с характерным набором свойств. Однако, известно, что ввиду технологических особенностей аддитивного производства, в создаваемом материале формируется сложная микроструктура, характеризующаяся зернами различной геометрии и кристаллографическими ориентациями в различных частях ванн расплава. Из-за сильной анизотропии свойств в таких материалах, описание их деформационного поведения в рамках макроскопических подходов становится недостаточным. Для более глубокого понимания характера деформирования необходимо оценивать особенности деформационных процессов на уровне зерен с учетом микроструктурных особенностей материала.

В настоящей работе было проведено численное исследование деформационного отклика микроструктуры сплава AlSi10Mg, полученного методом селективного лазерного плавления в условиях одноосного растяжения вдоль трех различных осей. Геометрическая модель была построена методом CAFD, в рамках которого эволюция микроструктуры в условиях СЛП моделировалась на основе численного решения задачи теплопереноса с использованием элементов метода клеточных автоматов. Такой подход позволяет структурные особенности с учетом технологических параметров СЛП. Определяющие соотношения, описывающие поведение зерен, были сформулированы в рамках физической теории пластичности. Краевая задача решалась в конечно-элементном пакете ABAQUS/Explicit с использованием процедуры пользователя VUMAT.

Были проанализированы поля напряжений и пластических деформаций на микро- и мезоуровнях. Анализ полей напряжений показал значительную анизотропию на уровне зерен. С помощью статистического анализа напряженно-деформированного состояния установлено, что в материале действуют два доминирующих уровня напряжений, что связано с присутствием кубической текстуры в центрах ванн расплава. Показано, что одноосное растяжение материала с подобной микроструктурой и текстурой приводит к возникновению сложного напряженно-деформированного состояния, при котором компоненты тензора напряжений, действующие перпендикулярно оси нагружения, вносят значительный вклад в общее напряженное состояние материала.

Работа выполнена при поддержке РФФИ №18-501-12020 ННИО-а и Deutsche Forschungsgemeinschaft №PL 584/4-1.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-337

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАТИМОГО ТРАНСФОРМАЦИОННОГО ПЕРЕХОДА В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Евтушенко Е.П., Балохонов Р.Р.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Разработана модель обратимого трансформационного перехода в однородных металлических матрицах металлокерамических композитов на основе никелида титана. Для программного модуля Abaqus/Standard создана подпрограмма реализации определяющих соотношений для материалов исследуемых композитов в квазистатической постановке. Изотропная упруго-пластическая формулировка развита для описания локальных фазовых переходов в областях концентрации напряжений вблизи криволинейных границ раздела между матрицей и частицами. Используя наблюдаемые экспериментально кривые течения, в модель введены пороговые значения напряжений и деформации, построены феноменологические зависимости упругих свойств материала для перехода из одного фазового состояния в другое, и обратно.

Исследование модельного металлокерамического композита выполнены для мезообъемов, включающих единичную керамическую частицу в матрице TiNi. Проведены расчеты деформирования двухфазных структур композитов с учетом фазовых трансформаций в однородной матрице без учета предварительного охлаждения, исследованы процессы формирования и эволюции локальных областей второй фазы. Построены зависимости, включающие переход материала матрицы из фазового состояния аустенита в мартенсит, и обратно под действием механических напряжений. Исследовано влияние концентрации керамических включений на характер и параметры фазового перехода.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 18-19-00273, https://rscf.ru/project/18-19-00273.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-338

РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ ТРЕХМЕРНОЙ МОДЕЛИ КОЛЕННОГО СУСТАВА НА ОСНОВЕ МЕТОДА ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Дегенеративные заболевания и травмы опорно-двигательного аппарата, а также переломы существенно влияют на качество жизни человека. Наиболее распространенными заболеваниями в возрасте старше 45 лет являются артриты, артрозы, остеопорозы, которые провоцируют повышение пористости, снижение прочности, изменение геометрической формы коленных суставов [2]. Данные заболеванию способствуют образованию макродефектов в коленном суставе. Установлено, что механические стимулы способны вызывать дифференцировку и регенерацию костной и хрящевой ткани [2]. Механическую стимуляцию регенерации костных тканей проводят путем внешнего акустического воздействия [3]. Особенности физиологического состояния (возраст, болезни, травмы) пациента требует индивидуального подбора параметров низкоэнергетического акустического (механического) воздействия. Несмотря на имеющиеся результаты, локальные механические изменения в тканях вследствие акустической (механической) нагрузки различной интенсивности остаются недостаточно понятыми из-за ограничений экспериментальных исследований. Использование вычислительных (in-silico) методов может существенно помочь в выяснении механических основ регенерации костной и хрящевой ткани в условиях низкоэнергетического воздействия.

Целью данной работы была разработка трехмерной численной модели коленного сустава реальной геометрии для исследования условий регенерации биологических тканей при акустическом воздействии.

Для описания механического поведения биологической ткани с учетом биологической жидкости применялась модель поро-упруго-хрупкой среды, реализованной в методе подвижных (ПКА) и гибридных клеточных автоматов (ГКА) [4].

Коленный сустав является сочленением двух трубчатых костей; бедренной и большеберцовой. В качестве бедренной и большеберцовой кости использовались стандартные CAD модели, по параметрам которых с помощью системы проектирования FreeCAD были созданы твердотельные модели суставных хрящей. На основе твердотельных моделей костей и хрящей были построены сеточные модели в формате «ast» (ASCI STL), которые затем импортировались в МСА препроцессор. Пороупругие характеристики биологических тканей использовались в соответствии с данными [5].

На основе разработанной модели изучено механическое поведение коленного сустава при акустическом воздействии различной локализации. Было установлено, что место приложение нагрузки существенно влияет на характер распределения гиростатического давления и паттерн давления жидкости в порах.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00818.

1. Kruger M.J., Nell T.A. Bone mineral density in people living with HIV: a narrative review of the literature. AIDS Research and Therapy. 2017. № 14. P. 35.
2. Rosa N., Simoes R.,. Magalhães F.D, Torres Marques A. From mechanical stimulus to bone formation: A review. Medical Engineering & Physics. 2015. № 37 (8). pp.719-728.
3. Zhou H, Hou Y, Zhu Z, Xiao W, Xu Q, Li L, et al. Effects of low-intensity pulsed ultrasound on implant osseointegration in ovariectomized rats. Journal of Ultrasound in Medicine. 2016. № 35. pp. 747–54.
4. Shilko E.V., Dimaki A.V., Smolin A. Yu., Psakhie S.G.. The determining influence of the competition between pore volume change and fluid filtration on the strength of permeable brittle solids. Procedia Structural Integrity. 2018. № 13. pp. 1508–1513.
5. Lacroix D., Prendergast P.J. A mechano-regulation model for tissue differentiation during fracture healing: analysis of gap size and loading. Journal of Biomechanics. 2002. № 35(9). pp.1163-1171.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-339

ОБЗОР МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОЯСНИЧНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ ЭНДОПРОТЕЗИРОВАНИИ

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Проблема лечения пациентов с дегенеративность-дистрофическими поражениями на уровне поясничного отдела позвоночника остается нерешенной. Наибольшим дегенеративным изменениям подвергается межпозвоночный диск, который требует замены на искусственный элемент. Межпозвоночный диск обладает сложной структурой, благодаря чему обеспечивает перераспределения напряжений в позвонках. Межпозвоночные диски выполняют амортизирующую функцию в позвоночнике. При возрастных изменениях межпозвоночные диски истончаются и не справляются со своими функциями. Такие демпфирующие свойства межпозвоночного диска препятствуют преждевременному износу позвонков. Для лечения дегенеративных изменений межпозвоночного диска применяют методику полного эндопротезировния [1]. Эндопротез межпозвонкового диска представляет собой подвижный имплант, обеспечивающий физиологический объём движений в сегменте позвоночника. В настоящее время на рынке представлены эндопротезы, состоящие из двух металлических "краевых пластин", контактирующих либо напрямую, либо имеющих полиэтиленовый вкладыш. Важно при эндопротезировании воспроизвести механическую функцию данного элемента позвоночника. В первую очередь это связано с распределением напряжений в окружающих его костных тканей (позвонках) [2]. Структурные, функциональные факторы делают разработку эффективного и надежного искусственного диска сложной задачей. Искусственные межпозвоночные диски должны обеспечивать необходимое распределение напряжений на позвонки для снижения рисков деградации и обеспечения регенерации окружающих имплант биологических тканей. Отсутствие разрушение тканей и возможность регенерации в области крепления эндопротеза позволяют продлить его эксплуатационный ресурс. Дополнительную проблему представляет значительная остеопения и остеопорозные изменения позвонков, часто обнаруживаемая у людей, которым требуется замена межпозвоночных дисков [3]. Эксплуатационный ресурс ЭП зависит от правильного подбора импланта для пациента с учетом его индивидуальных особенностей. Эндопротез должен имитировать механическое поведение и выполнять функцию «живого» межпозвоночного диска с учетом индивидуальных кинематических условий, и состояния биологических тканей.

В большинстве современных работ по моделированию механического поведения поясничного отдела позвоночника выполнены без учета дегенеративно-дистрофических изменения тканей позвоночника. Такое упрощение модели значительно влияет на результаты по распределению напряжений в данном сегменте позвоночника и следовательно делает некорректным прогноз по деградации и регенерации тканей позвонков [4]. Поэтому в настоящее время важной задачей является исследование механического поведения поясничного отдела позвоночника с эндопротезом межпозвоночного диска при динамическом нагружении с учетом дегенеративно-дистрофических изменений окружающих его тканей.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 21-79-00296.

1. Ding F., Jia Z., Zhao Z., Xie L., Gao X., Ma D., Liu M. Total disc replacement versus fusion for lumbar degenerative disc disease: a systematic review of overlapping meta-analyses. European Spine Journal. 2017. № 26 (3). pp. 806-815.
2.Park W.M., Kim Y.J., Wang S.B., Kim Y.H., Li G.A. Investigation of lumbar spine biomechanics using global convergence optimization and constant loading path methods. Mathematical Biosciences and Engineering. 2020. № 17 (4). pp. 2970-2983.
3. Hansson T., Sandström J., Roos B. The bone mineral content of the lumbar spine in patients withchronic low back pain. Spine. 1985 № 12. pp.158–160.
4. Salzmann S.N., Plais N., Shue J., Girardi F.P. Lumbar disc replacement surgery-successes and obstacles to widespread adoption. Current reviews in musculoskeletal medicine. 2017. № 10 (2). pp 153-159.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-340

РАЗВИТИЕ ФОРМАЛИЗМА МЕТОДА ЧАСТИЦ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ВЯЗКОУПРУГИМ КАРКАСОМ

[1,2]Жлудько Н.В., [1]Димаки А.В., [1,2]Шилько Е.В.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Томский государственный университет, Томск*

Нелинейный механический отклик вязкоупругих материалов, обусловленный релаксационными процессами, и связанная с этим нестационарность механических характеристик (в частности, зависимость от скорости нагружения) определяют особенности функционирования элементов различных технических и природных структур, в том числе биологических. Такие особенности поведения являются предметом широкого аналитического и численного изучения с применением различных математических методов. Отдельной группой материалов данного класса являются материалы с высокой контрастностью локальных механических свойств, которые содержат в качестве компонентов «мягкие» (soft matter) фазы. Типичные представители – пористые флюидонасыщенные материалы, такие как горные породы, костные и мягкие ткани, другие природные и синтезированные материалы биомедицинского и инженерного назначений. Наличие флюида в поровом пространстве способно драматически изменять их динамические механические свойства. В частности, механическое взаимодействие твердофазных и жидкофазных компонентов определяет выраженную нелинейную зависимость механического поведения и эффективных механических характеристик материала от скорости нагружения даже в квазистатической области, в которой материал твердофазного каркаса является нечувствительным к скорости деформирования. При более высоких скоростях нагружения отклик материала начинает зависеть от соотношения времен релаксации каркаса и перераспределения жидкофазных компонентов в поровом пространстве.

Сказанное определяет актуальность проведения теоретических исследований ключевых нелинейных проявлений динамического поведения (включая разрушение) флюидонасыщенных вязкоупругих материалов. Эффективным инструментом проведения таких исследований в сложных условиях нагружения является компьютерное моделирование с использованием метода дискретных элементов (МДЭ). Ключевым преимуществом МДЭ является возможность явного моделирования сложных процессов разрушения на различных масштабах от микро- до макроскопического. Это делает данный метод привлекательным, в частности, для изучения закономерностей контактного взаимодействия, трения и износа в вязкоупругих контактных парах различной природы, включая суставные соединения.

Для описания механического поведения проницаемых флюидонасыщенных материалов с вязкоупругим каркасом нами впервые разработана связанная механическая модель таких систем в рамках метода однородно деформируемых дискретных элементов. Отметим, что основным преимуществом данной реализации МДЭ является использование обобщенной многочастичной формулировки соотношений для сил межэлементного взаимодействия. В рамках этого формализма развита трехмерная модель пористого проницаемого флюидонасыщенного материала, твердый каркас которого характеризуется вязко-упругим механическим откликом со спектром времен релаксации. В качестве математической основы данной модели взято трехмерное обобщение одномерной модели рядов Прони (параллельное соединение элемента Кельвина и ансамбля элементов Максвелла с различными значениями жесткости и коэффициента динамической вязкости). Влияние порового флюида на напряженное состояние вязкоупругого каркаса учитывается в рамках модели линейной пороупругости Био. Транспорт флюида в поровом пространстве описывается на основе конечно-объемной реализации классического уравнения переноса плотности, записанного в модифицированной форме, учитывающей конечное время распространения возмущений в

жидкости.

На основе компьютерного моделирования впервые получены и обоснованы обобщенные соотношения, описывающие зависимости динамической прочности на сжатие и эффективного модуля Юнга вязкоупругих флюидонасыщенных материалов от скорости деформирования, а также времен релаксации твердофазного каркаса и перераспределения флюида в поровом пространстве. Показано, что данные зависимости имеют логистический характер и описываются сигмоидными функциями комбинированного безразмерного управляющего параметра. Компонентами данного параметра являются время Дарси и времена релаксации твердофазного каркаса.

Актуальность полученных результатов определяется возможностью их непосредственного применения для оценки и прогнозирования механического отклика флюидонасыщенных вязкоупругих материалов различной природы (включая костные и хрящевые ткани) при динамическом нагружении.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-341

ВЛИЯНИЕ РАССТОЯНИЯ МЕЖДУ НАПРЯЖЕННЫМИ ЗОНАМИ КОНСТРУКЦИЙ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ

Заболотский А.В., Турчин М.Ю., Хадыев В.Т., Мигашкин А.О., Данильченко С.В.
ООО «Группа «Магнезит», Сатка

Анализ напряженно-деформированного состояния конструкций требует оценки взаимного влияния напряженных участков материала. В частности, близкое расположение участков высоких механических напряжений может приводить к тому, что трещинообразование будет происходить только на одном из этих участков, либо из взаимное влияние будет выражено в изменении траектории развития трещины.

Первый сценарий развития трещины был ранее описан, в частности для горных пород [1], также это явление наблюдали при разрушении лабораторных образцов огнеупоров по действием термического удара при резком охлаждении [2]. В обоих случаях в соседних напряженных зонах возникали несколько локальных максимумов деформации материала. В случае, когда в соседних зонах конструкции одновременно возникает локальный максимум и локальный минимум деформации, авторы настоящего сообщения наблюдали изменение направления трещины и ее рост между этими локальными экстремумами. Такое явление наблюдали в футеровках металлургического оборудования при неравномерном интенсивном охлаждении одной из сторон футеровки.

Для прогноза развития трещин в конструкциях при наличии нескольких экстремумов поля деформаций требуется критерий оценки расстояния между напряженными зонами, то есть требуется определить понятия «близко» и «далеко» для моделей разрушения. Иными словами, при каких расстояниях между нагруженными зонами процессы разрушения будут развиваться независимо, а при каких нагруженные зоны будут приводить к возникновению одной трещины, растущей под действием суммарного поля напряжений. Была предпринята попытка численного решения данной проблемы. Выполнены расчеты трехмерных полей напряжений для балок и массивных тел с помощью программного комплекса ANSYS Mechanical. При этом варьировали как размеры тел, к которым прилагалась нагрузка, так и площадь нагружаемых участков, их форму и расстояние между ними. Кроме того, варьировались упругие свойства материалов – модуль Юнга и коэффициент Пуассона.

Расчетным путем установлено, в частности, что суммарное поле напряжений образуется при б*о*льших расстояниях между зонами приложения нагрузки при малых величинах коэффициента Пуассона, а также чувствительно к площади участка приложения нагрузки и форме нагруженной зоны. Геометрическая форма объекта также оказала значительное влияние на возникающее поле напряжений. Зависимости от модуля Юнга в проведенных расчетах выявлено не было.

1. П.В. Макаров. Подход физической мезомеханики к моделированию процессов деформации и разрушения // Физ. мезомех. - 1998. - Т. 1. - № 1. - С. 61-81

2. K. Andreev, V. Tadaion, Q. Zhu, W. Wang, Y. Yin, T. Tonnesen. Thermal and mechanical cyclic tests and fracture mechanics parameters as indicators of thermal shock resistance –case study on silica refractories. Journal of European Ceramic Society, 39 (2019) 1650-1659.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-342

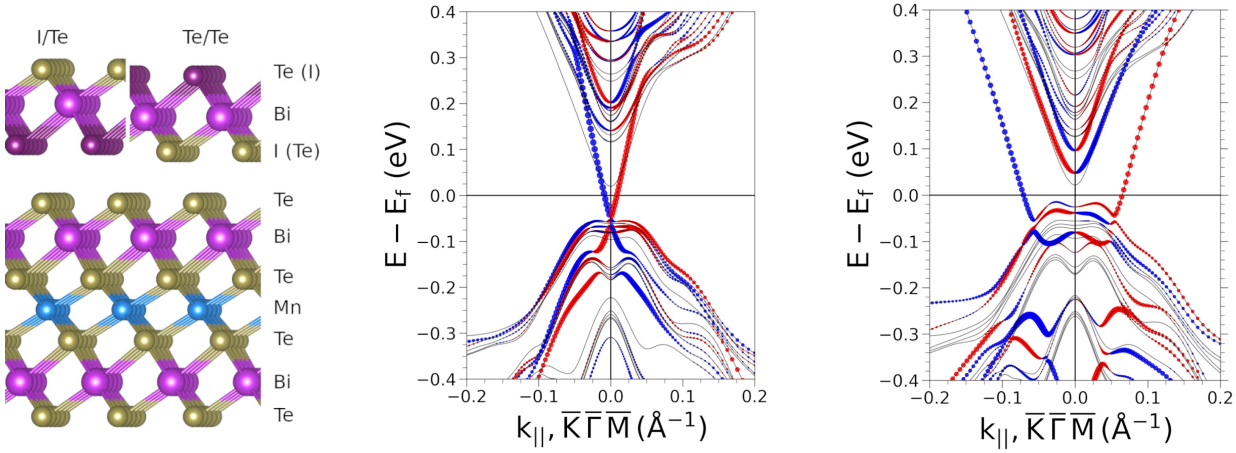
ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕЖДУ ОБМЕННО РАСЩЕПЛЕННЫМИ СОСТОЯНИЯМИ ДИРАКА И РАШБЫ В ИНТЕРФЕЙСЕ $MnBi_2Te_4$ /BiTeI

[1]Зайцев Н.Л., [2]Русинов И.П., [2]Меньщикова Т.В., [3,4]Чулков Е.В.
[1]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа
[2]Томский государственный университет, Томск
[3]Международный физический центр Доностии, Сан-Себастьян
[4]Университет Страны Басков, Сан-Себастьян

Двумерные электронные системы с индуцированными за счёт спин-орбитального взаимодействия киральными спин-поляризованными состояниями Дирака и Рашбы проявляют ряд интригующих эффектов, интенсивно изучаемых в последнее время – прецессией спинового момента электрона, без диссипативным рассеянием носителей заряда, эффектом спинового фильтра. Ранее при рассмотрении электронных свойств гетероструктуры трёхслойника BiTeI на подложке топологического изолятора $PbSb_2Te_4$ [1] было показано, что в такого рода системах индуцируется гибридизация состояний Дирака и Рашбы, приводящая к нетривиальным эффектам в электронной структуре и оптических свойствах. Однако открытым остаётся вопрос влияния нарушения симметрии по обращению времени при индуцировании магнитного порядка в подобных системах. Вследствие Ван дер Ваальсовской природы химических связей ряда семейств топологических изоляторов, существует возможность выбора подложки и синтеза магнитных топологически нетривиальных гетероструктур, содержащих гибридизованные поверхностные состояния Рашбы и Дирака.

Мы представляем результаты исследования особенностей электронных спектров гетероструктуры, состоящей из подложки топологического изолятора $MnBi_2Te_4$ [2] и трехслойника полярного полупроводника BiTeI на поверхности (см. рис. 1а) [$MnBi_2Te_4$ / BiTeI] для двух ориентаций трехслойника (Te/Te контакт и Te/I контакт). Вследствие наличия магнитного обменного взаимодействия в подложке, нарушение симметрии обращения времени снимает вырождения Крамерса, что является источником различных спиновых транспортных явлений в возможных новых приборах спинтроники [3].

В случае контакта Te/Te, интерфейс характеризуется сопряжением теллуровых атомов (Te/Te), когда BiTeI является естественным продолжением $MnBi_2Te_4$ (рис. 1а). При этом обменная щель Дираковских состояний присущая чистой поверхности $MnBi_2Te_4$ [2] почти полностью закрывается (рис. 1б). Состояния Рашбы индуцируются гораздо выше уровня Ферми, а волновая функция Дираковских состояний преимущественно локализуется в адсорбированном немагнитном трехслойнике BiTeI.



а б в

Рис. 1. Геометрическая структура интерфейса $MnBi_2Te_4$/BiTeI с различной ориентацией трехслойника BiTeI (а). Спин-разрешенная зонная структура интерфейсов Te/Te (б) и I/Te (в).

В свою очередь, I/Te интерфейс характеризуется формированием четырехзонного состояния в окрестности уровня Ферми, индуцированного взаимодействием состояний типа Рашбы и линейным конусом Дирака (рис. 1в). Из-за магнитной природы подложки это состояние подвергается значительному обменному расщеплению, что обеспечивает вклад собственной холловской проводимости за счет нарушения симметрии относительно обращения времени.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ, проект № 18-12-00169р.

1. Eremeev S.V., Tsirkin S.S., Nechaev I.A., Echenique P.M., Chulkov E.V., New generation of two-dimensional spintronic systems realized by coupling of Rashba and Dirac fermions // Scientific Reports. 2015. Vol. 5, pp. 1-8.
2. Otrokov M.M. *et al.*, Prediction and observation of an antiferromagnetic topological insulator // Nature. 2019. Vol. 576, pp. 416-422.
3. Tokura Y., Yasuda K., Tsukazaki A., Magnetic topological insulators // Nature Reviews Physics. 2019. Vol. 1, pp. 126-143.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-343

ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ ПРИ ДИАМЕТРАЛЬНОМ СЖАТИИ

Зимина В.А., Смолин И.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Прочность материалов является одним из важных механических свойств, которая служит для качественной и количественной оценки их поведения в процессе деформирования, а также для оценки пригодности материала для конкретного назначения. Для пластичных материалов предел прочности на растяжение определяется испытанием на одноосное растяжение. Однако в случае хрупких материалов, таких как керамики, чугун, горные породы, эти испытания оказываются труднореализуемыми. Для определения предела прочности при растяжении хрупких материалов применяются косвенные методы испытаний, например, бразильский тест (диаметральное сжатие) или трехточечный изгиб. В бразильском тесте цилиндрические или дискообразные образцы диаметрально сжимаются и, благодаря этому, в центре образца зарождается растягивающее напряжение перпендикулярно направлению приложенного сжимающего нагружения. Существуют многочисленные экспериментальные и численные работы, в которых испытания на диаметральное сжатие используются для исследования механического поведения различных хрупких материалов, в том числе керамики [1-9]. Однако существует мало исследований, посвященных влиянию неоднородности на механические свойства материалов.

Данная работа посвящена численному исследованию напряженного состояния и разрушения образцов циркониевой керамики, подвергнутых испытаниям на диаметральное сжатие. Расчеты проводились как для однородных образцов, так и для неоднородных. Поскольку реальные образцы имеют сложную структуру (наличие пустот, зерен и т. д.), поэтому в данной работе неоднородность материала была учтена при моделировании феноменологически за счет случайного разброса прочностных свойств. По этой причине были рассмотрены цилиндрические образцы с различным разбросом прочности на сдвиг (когезии).

Моделирование было выполнено в двумерной постановке в условиях плоской деформации. Решалась полная система уравнений механики твердого деформируемого тела с определяющими уравнениями упругопластической среды (модель Друкера-Прагера). В качестве критериев разрушения были выбраны критические значения интенсивности неупругих деформаций и отрицательного давления. Численное решение уравнений было выполнено с использованием метода конечных разностей.

Проанализировано напряженно-деформированное состояние цилиндрических образцов при различных численных реализациях схемы нагружения – граничные условия в скоростях задавались в разных количествах расчетных узлов в верхней и нижней частях образца около центральной вертикальной оси.

В результате численного исследования показано, что напряженно-деформированное состояние однородных и неоднородных образцов различается, поэтому зарождение разрушения происходит в различных частях образца, при этом отличается и форма образующейся трещины. Также показано, что картины разрушения и области локализации неупругой деформации оказались чувствительны к особенностям реализации нагружения при моделировании.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

1. Mousavi Nezhad M., Fisher Q. J., Gironacci E., Rezania M. Experimental study and numerical modeling of fracture propagation in shale rocks during brazilian disk test // Rock Mech. Rock Eng. 2018. V. 51. P. 1755–1775.
2. Stirlingn R. A., Simpson D. J., Davie C. T. The application of digital image correlation to Brazilian testing of sandstone // Int. J. Rock Mech. Min. Sci. 2013. V. 60. P. 1–11.

3. Ma Y., Huang H. DEM analysis of failure mechanisms in the intact Brazilian test // Int. J. Rock Mech. Min. Sci. 2018. V. 102. P. 109–119.
4. Kulkov S. N., Smolin I. Yu., Mikushina V. A., Sablina T. Yu., Sevostyanova I. N., Gorbatenko V. V. Studying strain localization in brittle materials in Brazilian test conditions // Izvestiya vuzov. Fizika. 2020. V. 63(6). P. 70–76.
5. Gálvez F., Rodríguez J., Sánchez V. Tensile strength measurements of ceramic materials at high rates of strain // J. Phys. IV France. 1997. V. 07. P. C3-151–C3-156.
6. Procopio A. T., Zavaliangos A., Cunningham J. C. Analysis of the diametrical compression test and the applicability to plastically deforming materials // J. Mater. Sci. 2003. V. 38. P. 3629–3639.
7. Garcia-Fernandez C. C., Gonzalez-Nicieza C., Alvarez-Fernandez M. I., Gutierrez-Moizant R. A. Analytical and experimental study of failure onset during a Brazilian test // Int. J. Rock Mech. Min. Sci. 2018. V. 103. P. 254–265.
8. Zhou X. P., Wang Y. T. Numerical simulation of crack propagation and coalescence in pre-cracked rock-like Brazilian disks using the non-ordinary state-based peridynamics // Int. J. Rock Mech. Min. Sci. 2016. V. 89. P. 235–249.
9. Sevostyanova I. N., Sablina T. Yu., Gorbatenko V. V., Kulkov S. N. Strain localization during diametral compression of ZrO2(Y2O3) Ceramics // Tech. Phys. Lett. 2019. V. 45(9). P. 943–946.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-344

АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ХРУПКОГО И ВЯЗКОГО РАСПРОСТРАНЕНИЙ ТРЕЩИН В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

В рамках молекулярно-динамического подхода проведено изучение связи между формированием избыточного атомного объема и раскрытием краевой трещины в монокристалле железа при одноосном растяжении. Образцы железа с идеальной ОЦК решеткой являются хорошим модельным материалом для изучения процессов хрупко-пластического раскрытия трещин в различных конструкционных изделиях из стали. Для описания межатомного взаимодействия в материале был использован многочастичный потенциал, рассчитанный на основе метода погруженного атома в приближении Финиса-Синклера. Моделируемый образец имел форму параллелепипеда, ребра которого были ориентированы вдоль кристаллографических направлений [0-11], [011] и [100]. Монокристалл растягивался захватами, движущимися с постоянной скоростью 2,5 м/с. Расчеты эволюции атомной системы в процессе нагружения проводились с использованием программного пакета LAMMPS. Моделируемый монокристалл состоял из 430 тысяч атомов и его размер вдоль осей [0-11], [011] и [100] составлял 121×16×2,5 нм, соответственно. В направлении одноосного растяжения задавались жесткие условия, грань параллелепипеда с затравочной трещиной и противоположная к ней грань моделировались как свободные поверхности. В третьем направлении были использованы периодические граничные условия. Затравочная трещина формировалась удалением трех атомных плоскостей (011) протяженностью ~ 2 нм на равных расстояниях от захватов от свободной поверхности в объем. Температура монокристалла до нагружения составляла 300 К. Начальное направление атомных скоростей задавалось генератором случайных чисел, а распределение величин скоростей атомов удовлетворяли распределению Максвелла.

Результаты моделирования показали, что первоначально трещина раскрывается и распространяется в хрупком режиме до достижения определенной пороговой величины деформации. Хрупкий режим поддерживался формированием в вершине трещины клиновидных областей с ГЦК кристаллической решеткой. Указанные области формируются в результате последовательного и локального смещения атомных плоскостей (0-11) в направлении растяжения и распространяются впереди трещины. Атомный объем в этих областях примерно на 4-5% превышал среднее значение по моделируемому образцу. После достижения пороговой величины растяжения, хрупкий режим раскрытия трещины сменяется на вязкий режим. Он характеризуется образованием перед вершиной трещины участков, в которых атомный объем постоянно растет вплоть до образования нанопоры. Нанопора увеличивается до некоторого размера и объединяется с трещиной. Впереди растущей нанопоры появляется новый участок, в котором атомный объем также быстро возрастает вплоть до образования новой нанопоры. Таким образом, вязкий режим распространения трещины характеризуется регулярной генераций нанопор вблизи вершины трещины.

Результаты моделирования процесса разрушения в монокристаллическом железе представляет значительный интерес для решения многих инженерных задач, включая, например, разработку реакторных сталей.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-345

МОДЕЛЬ ПОРОУПРУГОСТИ ДЛЯ ПОРИСТОГО БИОМАТЕРИАЛА, НАПОЛНЕННОГО НЕИДЕАЛЬНОЙ ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТЬЮ

Князева А.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Разработана модель пороупругого тела, основанная на модели Био [1] и учитывающая в биологической жидкости, наполняющей поры, появление градиента давления, связанного с градиентом концентраций. Неидеальные свойства жидкости описываются уравнениями состояния в дифференциальной форме, в которой материальные свойства могут нелинейным образом зависеть от давления и состава. Фактически модель представляет собой объединение моделей изотермической пороупругости и упругой диффузии, которые представляют интерес для разных приложений. Примеры построения подобных моделей содержатся в публикациях [2-4]. Полный тензор напряжений в подобных моделях предполагается состоящим из двух частей

$$\boldsymbol{\sigma} = (1-\eta)\boldsymbol{\sigma}_s + \eta\boldsymbol{\sigma}_f,$$

где индекс «*s*» относится к твердому каркасу, индекс «*f*» к наполняющей поры жидкости.

Для случая упругой среды и двухкомпонентной жидкости в приближении малых возмущений плотности жидкости, пористости и неизменности плотности твердой фазы модель включает уравнения равновесия для полного тензора напряжений, квазистатическое соотношение закона Дарси для скорости жидкости, уравнение неразрывности для жидкости, уравнение диффузии с конвективным слагаемым для растворенного в жидкости компонента, а также определяющие соотношения в виде уравнения для диффузионного потока, соотношения между компонентами полного тензора напряжений и деформациями, уравнение состояния собственно жидкости. Поток компонента включает слагаемые, связанные с явлением бародиффузии, а уравнение состояния учитывает эффект изменения давления, вызванный изменением в распределении концентрации.

В качестве примеров, иллюстрирующих роль новых эффектов, решены некоторые одномерные задачи. В частном случае стационарной задачи для невязкой неидеальной жидкости для нахождения «жидкофазной» составляющей давления имеем систему уравнений [5]

$$\frac{d^2 p_f}{dx^2} + \left(\beta_T \frac{dp_f}{dx} - \alpha_C \frac{dC}{dx}\right)\frac{dp_f}{dx} = 0;$$

$$-\frac{k}{\mu}\frac{dp_f}{dx}\frac{dC}{dx} = D\frac{d^2 C}{dx^2}.$$

Перепад давления на границах и концентрации на границах слоя заданы. Здесь C – концентрация; D – коэффициент диффузии; β_T – коэффициент сжимаемости жидкости; α_C – коэффициент концентрационного расширения; k и μ – проницаемость пористого слоя и коэффициент трения жидкости о стенки пор.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0007.

1. Biot M. General Theory of Three Dimensional Consolidation // J. Appl. Phys., 1941, Vol. 12, No. 2. P.

2. Showalter R. E. Diffusion in Poro-Elastic Media //Journal of Mathematical Analysis and Applications 251, 310-340 (2000).

3. Coussy O. Poromechanics, John Wiley and Sons, Chichester, U.K., 2004. – 298p.

4. Токарева М.А., Папин А.А. Краевые задачи для уравнений фильтрации в пороупругих средах, Барнаул: Изд-во Алтайского госуниверситета. 2020. – 145 С.

5. Knyazeva A.G. Pressure diffusion and chemical viscosity in the filtration models with state equation in differential form //IOP Conf. Series: Journal of Physics: Conf. Series 1128 (2018) 012036.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-346

ОСОБЕННОСТИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ, СОПРОВОЖДАЕМОЙ ОБРАЗОВАНИЕМ НОВОЙ ФАЗЫ, ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ПОТОКОМ ЧАСТИЦ

Князева А.Г., Маслов А.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Модификация поверхности металлов потоками частиц широко используется для улучшения характеристик материала [1]. Математическое моделирование задач модификации поверхности приводит к исследованию задач диффузии и сопутствующих явлений. При этом существенную роль могут играть особенности структуры материала, такие как межзеренные границы в металлах и сплавах, которые являются областями интенсивной диффузии [2]. По этой причине, учет зернограничной диффузии может быть важен для правильного понимания особенностей изменения состава и структуры поверхностного слоя при его модификации.

В данной работе представлена двумерная модель зернограничной диффузии в материале при воздействии на его поверхность импульсным потоком частиц (рис. 1).

При изучении воздействий короткими импульсами часто необходимо учитывать конечную скорость распространения диффузанта, что может быть сделано, например, учетом времен релаксации в выражения для диффузионных потоков [3]. Это приводит к гиперболическим уравнениям диффузии с различными параметрами в объеме зерен и межзеренной границе. Химические реакции описываются суммарной кинетикой вида

$$A + B \rightarrow P,$$

где A – исходный материал, B – диффузант, P – продукт. Постановка задачи отличается от [4] выделением индивидуальной границы зерна и приближением постоянной температуры, а от [5] учетом времен релаксации диффузии.

Решение осуществлено в безразмерных переменных, с использованием разных вариантов неявных конечно-разностных схем. Примеры расчета показаны на рис. 2-3.

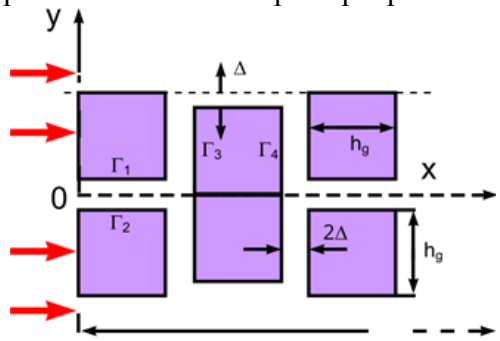
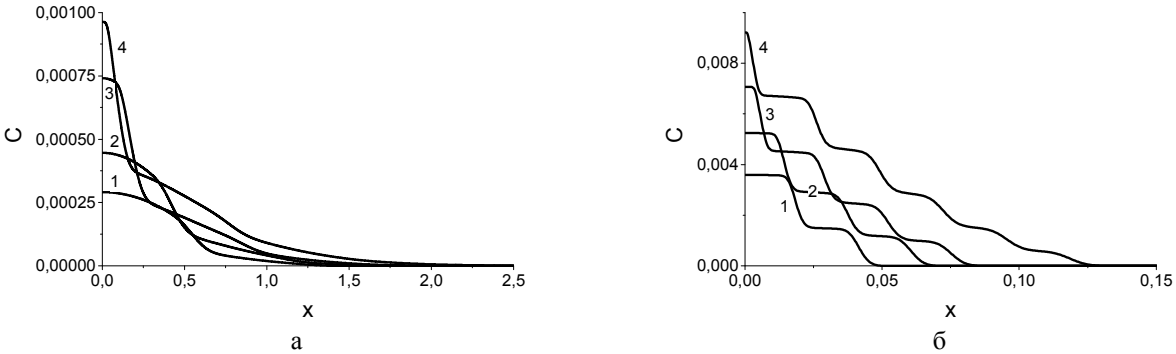


Рис. 1. Иллюстрация области решения



а б

Рис. 2. Типичная картина диффузии в межзеренной границе (а) и в зерне (б);
1) τ = 2.45; 2) τ = 3.2; 3) τ = 5; 4) τ = 7.2

Было выявлено, что с уменьшением времени релаксации увеличивается глубина проникновения диффузанта в поверхностный слой. Импульсная обработка приводит к

волнообразной картине насыщения поверхности диффузантом (рис. 2б).

Характерное распределение продукта в поверхностном слое показано на рис. 3. Распределение продукта в целом соответствует распределению диффузанта.

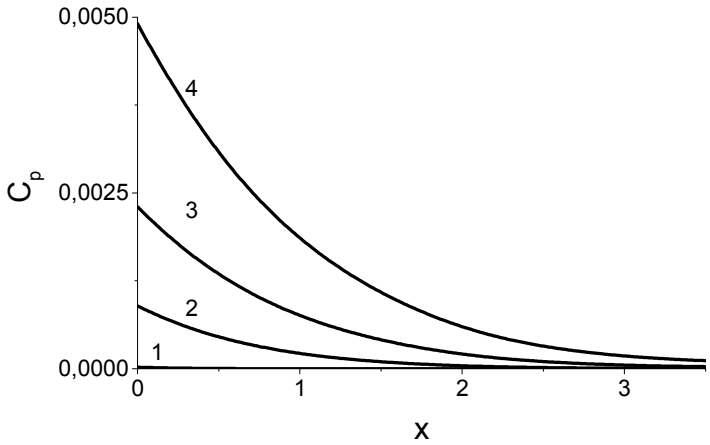


Рис. 3. Распределение продукта в межзеренной границе;
1) $\tau = 6.25$; 2) $\tau = 100$; 3) $\tau = 207.4$; 4) $\tau = 384.2$

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00064 Росатом.

1. Panin A.V., Kazachenok M.S., Borodovitsina O.M., Perevalova O.B., Stepanova O.M., Ivanov Yu.F. Modification of the Structure of Surface Layers of Commercial Titanium in the Process of Treatment by Low-Energy High-Current Electron Beams // Physics of Metals and Metallography. 2016. № 117. Pp. 550-561.
2. Fundamentals of grain and interphase boundary diffusion / Kaur, I., Mishin, Y. Gust W. Wiley. – 1995.
3. Luikov A.V. Application of the methods of thermodynamics of irreversible processes to the investigation of heat and mass transfer // Journal of engineering physics. 1965. № 3. Pp.189–202.
4. Parfenova E.S., Knyazeva A.G. Non-isothermal mechanodiffusion model of the initial stage of penetration of particle flow in a target surface (in Russian) // Computational Continuum Mechanics. 2019. № 1. Pp. 36-47.
5. Chepak-Gizbrekht, M.V., Knyazeva, A.G. Grain-boundary diffusion modeling in a microstructural material // Computational Materials Science. 2020. № 184. P. 1-10.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-347

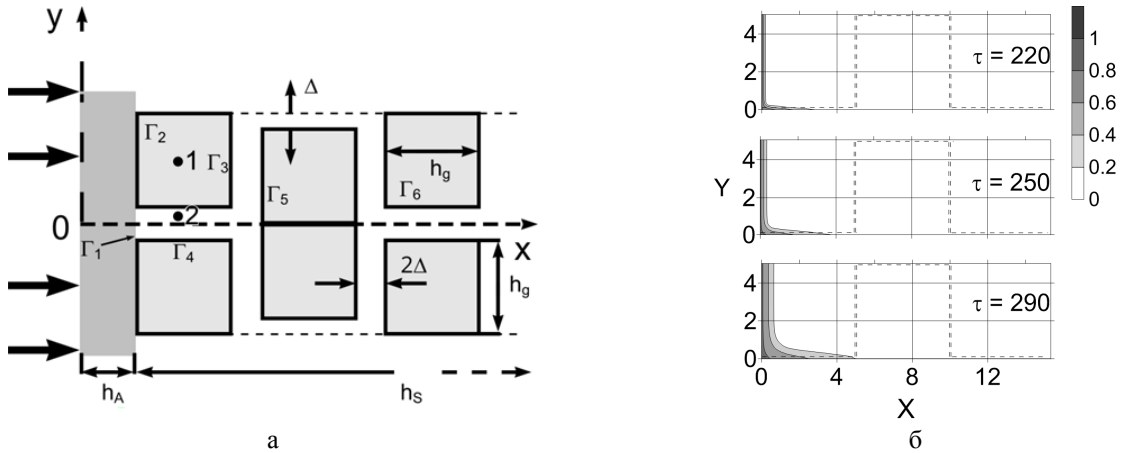
ДВУХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ ПОКРЫТИЕМ И ПОДЛОЖКОЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Князева А.Г., Крюкова О.Н., Маслов А.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Обсуждается двухуровневая модель формирования переходной зоны между покрытием и поликристаллической подложкой при воздействии импульсного электронного пучка с выделением отдельных границ зерен, являющаяся развитием модели, представленной в [1]. Учитываются химические реакции и различный характер диффузии в объеме зерен и по их границам. Объем зерна называем объемной фазой, а области между зернами – граничной фазой. Как коэффициенты диффузии, так и скорости химических реакций зависят от температуры по закону Аррениуса.

Физические процессы на мезоуровне отражены в тепловой части задачи. Поскольку для твердых тел процесс теплопередачи происходит намного быстрее диффузии, можно предположить, что характерный тепловой масштаб намного больше, чем область решения. Это позволяет пренебречь градиентами температуры в образце. Тогда, в отличие от задачи диффузии, тепловая задача сводится к обыкновенному дифференциальному уравнению, включающему в себя источники тепла, связанные с воздействием потока электронов и с химическими реакциями.

Задача решена численно в безразмерных переменных, выбранных из физических соображений. Уравнение диффузии решено с использованием неявной конечно-разностной схемы, уравнения химической кинетики и теплового баланса – с помощью неявного метода Эйлера. В качестве примеров исследована модификация покрытий из тантала и кремния на поверхности TiNi, которые активно применяются в медицине [2]. Выявлен различный характер процесса образования переходной зоны между покрытием и подложкой для зерен разного размера: (1) для микрозернистой структуры (когда размер области, занятой объемной фазой, значительно превышает объем, приходящуюся на граничную фазу) и (2) для наноструктурированного материала (когда объемы, занятые фазами, близки). Установлено, что образование новых соединений вблизи границ препятствует диффузии элементов внутри зерен, что особенно заметно для наноструктурированного материала.



а б

Рис. 1. Иллюстрация области решения (а) и типичная картина диффузии кремния (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

1. Knyazeva A.G., Kryukova O.N., Maslov A.L. Peculiarities of reaction diffusion in the transition zone between coating (Si, Ta) and substrate (TiNi) under external heating // AIP Conference Proceedings. 2019. № 2167. С. 1-4.
2. Meisner, L. L., Markov, A. B., Rotshtein, V. P., et al. Microstructural characterization of Ti-Ta-based surface alloy fabricated on TiNi SMA by additive pulsed electron-beam melting of film/substrate system // Journal of Alloys and Compounds. 2018. № 730. P. 376–385.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-348

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СИНТЕЗА КОМПОЗИТОВ С ОКСИДНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ С УЧЕТОМ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Князева А.Г., Крюкова О.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Напряженно-деформированное состояние (НДС) играет большую роль при синтезе новых материалов. Явление изменения скорости и стадийности фазообразования при изменении условий синтеза известно и используется для управления процессом [1]. Однако особенности фазообразования при синтезе композитов в разных НДС изучены слабо. Цель данной работы состоит в теоретическом изучении особенностей синтеза композитов с оксидными включениями на основе связанной термо-механо-химической модели в условиях плоского напряженного состояния.

В модели предполагается, что компоненты тензоров напряжений и деформаций связаны с изменением состава посредством компонентов тензоров концентрационного расширения и концентрациями компонентов. Т.е. напряжения и деформации, вызванные изменением состава, учитываются дополнительно к термическим. Связанная модель синтеза композитов из порошков с двумя последовательно-параллельными реакциями предложена для условий управления процессом электронным лучом. Смесь порошков состоит из четырех условных компонентов: реагентов: X, продуктов, синтезируемых в первой реакции P_1,P_2 (один из которых соответствует упрочняющим частицам), и конечного продукта P (который соответствует матрице). Соотношение скоростей реакций включает и соотношение между исходными реагентами.

В общем случае связанная модель включает уравнения кинетики, уравнение теплопроводности, уравнения движения и уравнение неразрывности. При условии, что компоненты смеси не плавятся, можно для качественного анализа ограничиться «упругим» приближением; реакции идут в твердой фазе; деформации считаются малыми; силами инерции также пренебрегаем. Задача о равновесии тонкой пластины, по поверхности которой бежит электронный луч, оказывается двумерной и соответствует условию плоского напряженного состояния. Задача решается численно в безразмерных переменных. Разработан специальный численный алгоритм. Для решения уравнения теплопроводности используется схема расщепления; уравнения кинетики решаем методом Эйлера; задачу о равновесии решаем методом релаксации. Последовательность решения такова: на каждом временном слое сначала находится распределение температуры и концентраций. При этом компоненты тензоров напряжений и деформаций «заморожены» и известны с предыдущего слоя по времени. Затем вычисляется функция состава и температуры, которая входит в уравнения механики как заданная функция координат и времени. Следующий шаг – нахождение напряжений и деформаций из задачи о равновесии, в которой «заморожены» состав и температура.

Если синтез композита идет с участием жидкой фазы, то в термокинетической модели требуется учесть плавление, а в термомеханической перейти к реологическим соотношениям иного вида. Например, можно перейти к модели вязкоупругого тела Максвелла, которая учитывает наличие как упругих свойств, так и вязких, или к модели, предложенной в [2].

Работа поддержана фондом РФФИ, грант 20-03-00303.

1. Третьяков Ю.Д. Твердофазные реакции. 1978. 360 с.
2. Евстигнеев Н.К., Князева А.Г. Выбор реологической модели для описания синтеза интерметаллида, совмещенного с экструзией через коническую пресс-форму // Вестник ПГТУ. Механика, 2010. - № 1. - С. 59-71.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-349

РАЗРАБОТКА И ВАЛИДАЦИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОГРАММИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЭНДВИЧ-КОНСТРУКЦИЙ

[1,2]Колотилов В.А., [1]Ядренкин М.А.

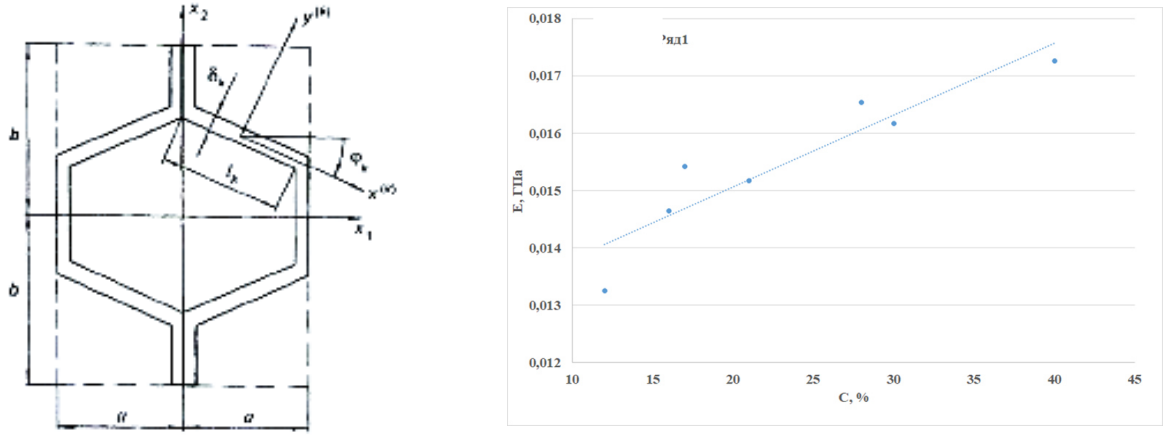
[1]Институт теоретической и прикладной механики им С.А. Христиановича, Новосибирск

[2]Новосибирский государственный университет, Новосибирск

Моделирование материалов с многоуровневой иерархически организованной структурой композитных материалов является достаточно сложной задачей. Однако на сегодняшний день существуют реализованные в коммерческих программных пакетах инструменты моделирования композитных сэндвич-конструкций. На сегодняшний день существуют инструменты моделирования композитных сэндвич-конструкций, реализованные в коммерческих программных пакетах.

Для решения задачи проектирования новых композитных материалов и конструкций необходимо сочетание расчетно-экспериментальных подходов. Для каждого нового материала обычно определяют и разрабатывают численную модель, которая позволяет описать его поведение во время испытаний (трёхточечный изгиб, одноосные растяжение и сжатие, крутильная жёсткость и т.д.) с необходимой точностью. Исследование нового материала и изделий на его основе можно разбить на следующие этапы: разработка геометрии и структуры будущего композитного материала; испытание образцов материалов, входящих в состав, с целью получения их механических свойств; выбор математической модели соответствующей композитному материалу; валидация численной модели по результатам испытаний опытных образцов; проведение прогностических расчетов для определения основных параметров будущего изделия на основе композитного материала.

В настоящей работе была реализована модель композитного материала, представляющей собой многослойную конструкцию, внутри которой расположена сложная периодическая структура (Рис. 1а) [1]. Снизу и сверху от периодической структуры располагаются тканные композитные материалы [2]. Для каждого материала была проведения валидация на испытании на трёхточечный изгиб, информация по используемым в структуре материалам бралась из тестов на сжатие и растяжение каждого из материалов. Было проведено параметрическое исследование с целью влияния объемной концентрации армирующего материала на величину линейного модуля Юнга (Рис. 1б).

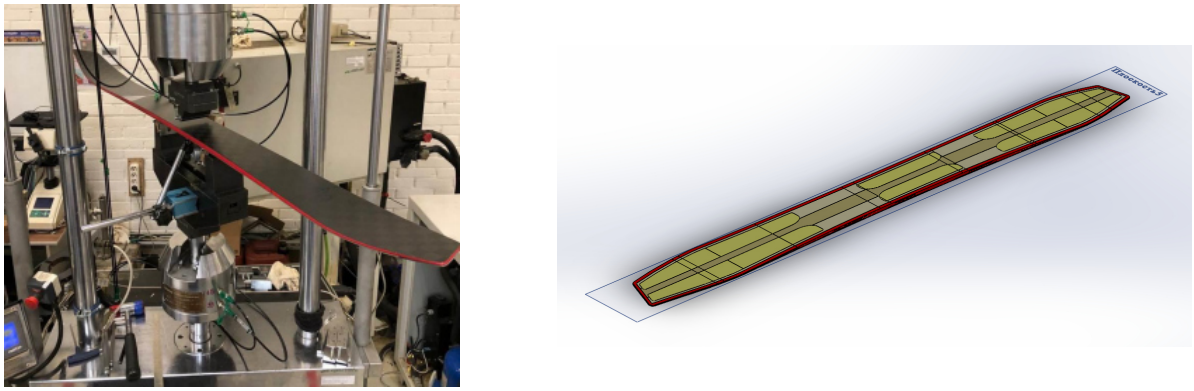


а б

Рис. 1. Представительный элемент перфорированного образца композитной структуры, армированного эпоксидной смолой. Рисунок взят с работы [3] (а);
Влияние объемной концентрации эпоксидной смолы на величину линейного модуля Юнга (б)

Полученная модель была использована при моделировании готового изделия – лыжи (Рис. 2а). Проведенный сравнительный анализ цифровой модели (Рис. 2б) с экспериментальными данными успешно продемонстрировал достоинства применения

цифрового двойника на этапе проектирования изделия (Рис. 3) [4].



а б

Рис. 2. Вид готового изделия на испытательном стенде (а) и цифровой двойник (б)

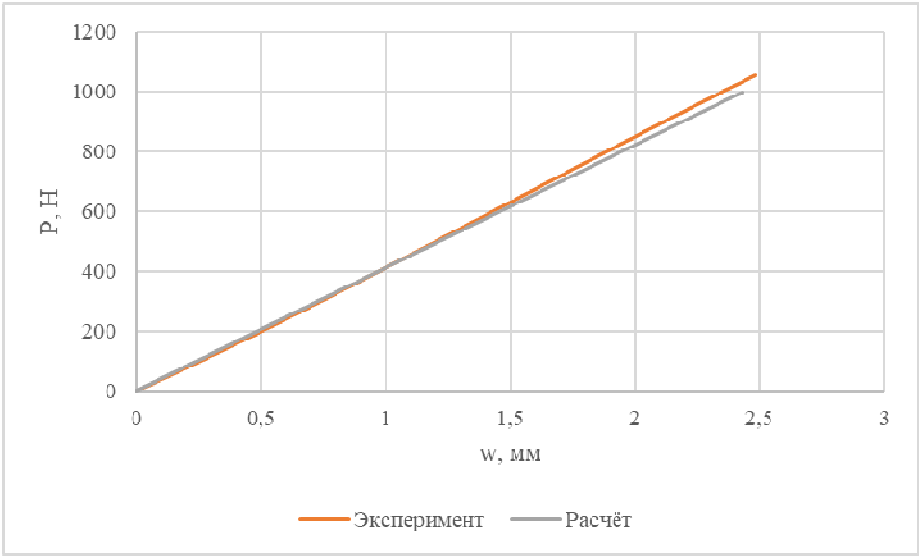


Рис. 3. Результаты численного эксперимента и испытания сегмента опытного образца на трехточечный изгиб

На построенном цифровом двойнике проведена апробация способа регулировки жесткости конечного изделия в зависимости от условий эксплуатации. Экспериментальные образцы и готовое изделие были подготовлены и переданы на испытания компанией Phantom Equipment®.

1. Ю.В. Немировский, А.П. Янковский. Статический метод определения эффективных термомеханических характеристик сложно армированных пенопласт-масс // Научный вестник НГТУ. – 2009. - № 4(37).
2. P. Clifton, A. Subic., A. Mouritz. Structural model for prediction of thermo-mechanical properties of fabric sandwich composites // Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part C: Journal of Mechanical Engineering Science - 2011 - vol.225 - No.11, p. 2525-253.
3. Ю.В. Немировский, А. П. Янковский. Кинематический метод определения эффективных термоупругих характеристик грунта, армированного пространственной георешеткой //ISSN 0536-1052 Изв. вузов. Строительство. 2007. № 6. С. 18 - 26.
4. P. Federolf. Finite element simulation of a carving snow ski // Doctoral Thesis, 2005.

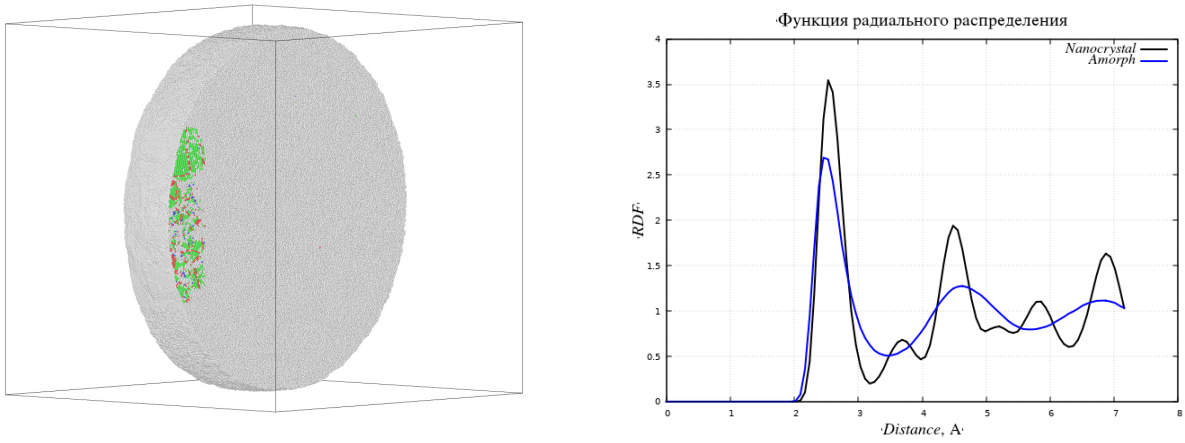
DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-350

КРИСТАЛИЗАЦИЯ НАНОЧАСТИЦ МЕДИ ПРИ КАСАНИИ ХОЛОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

[1]Коростелев С.Ю., [1,2]Слядников Е.Е., [2]Турчановский И.Ю.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Институт вычислительных технологий СО РАН, Новосибирск

В настоящей работе проводилось исследование кристаллизации расплавленных наночастиц меди. Плавление частиц осуществлялось воздействием объемного теплового источника [1]. Кристаллизации подвергались частицы, как полностью расплавленные, так и частично сохранившие кристаллическую структуру. Моделирование проводилось для трех разных размеров частиц меди. Размер частиц составлял 700, 500 и 300 нм, содержащих соответственно 32,8 и 1 миллион атомов. Расчеты проводились с использованием свободно распространяемой программы LAMMPS [2]. Охлаждение частицы моделировалось с помощью имитации касания поверхности с бесконечной теплоемкостью, имеющей температуру 300 К. Для этого выделялась группа атомов, находящихся на поверхности частицы с одной из сторон (см. рис. 1а), для которых выполнялась команда “fix temp/rescale N v_TStart 300” из списка команд программы LAMMPS [2].

Таким образом создавался градиент температур внутри частицы и происходило ее остывание за счет оттока тепловой энергии через холодную поверхность. Так же, как и при плавлении частицы, фазовый переход жидкость-кристалл определялся по нескольким параметрам. А именно по изменению параметра порядка, функции радиального распределения рис. 1б, и на основе анализа CNA (Common Neighbor Analysis) метода. Рассчитывалось распределение данных параметров по частице в разные моменты времени.



а б

Рис. 1. Срез частицы при охлаждении зеленая область-начало кристаллизации и образование ГЦК структуры, серая-расплав (анализ проведен методомCNA) (а);
Функция парного (радиального) распределения атомов после кристаллизации в разных местах частицы с поликристаллической структурой (отмечен участок с аморфной структурой-синяя линия, и область с кристаллической ГЦК структурой меди -черная линия (б)

Наблюдались два режима кристаллизации:

1) при кристаллизации полностью расплавленной частицы получалась поликристаллическая структура с размером кристаллитов от нескольких до 10 нанометров, также наблюдались достаточно большие области (до 10 нм), не имеющие кристаллической структуры.

2) если в начале кристаллизации присутствовало какое-то количество кристаллической фазы, образовывалась монокристаллическая структура с наличием небольшого количества дефектов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

1. Korostelev S. Yu., Slyadnikov E. E., Turchanovskii I. Yu. Simulation of a nonequilibrium melting process of copper nanoparticles using a molecular dynamics method // AIP Conference Proceedings. 2020. V. 2310. P. 020159-1–020159-4; DOI: 10.1063/5.0034233.
2. URL: http://lammps.sandia.gov/index.html.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-351

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ НАГРУЖЕНИИ НАНОПЛЕНОК FeNi С ГРАДИЕНТНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Чумаков Ю.А., Григорьев А.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В настоящей работе на основе компьютерного моделирования проведено изучение особенностей зарождения и развития пластичности в градиентных нанокристаллических образцах FeNi с аксиальной текстурой при одноосном растяжении. Моделирование проводилось в рамках метода молекулярной динамики в программном пакете LAMMPS. Межатомное взаимодействие описывалось многочастичным потенциалом, разработанным в приближении метода погруженного атома. Нагружаемые образцы представляли собой наноразмерные пленки толщиной 80 нм. Свободные граничные условия задавались в направлении нормали к поверхности пленки. Периодические граничные условия использовались в двух других направлениях. Одно из них являлось направлением растяжения и совпадало с кристаллографической осью текстуры [123]. Вдоль второго направления с помощью баростата поддерживалось нулевое напряжение. Образцы состояли из зерен трех размеров: 30, 15 и 10 нм в диаметре, условно называемых крупные, средние и малые зерна. Слой крупных зерен находился в объеме пленки, а малые зерна - на поверхности.

Анализ структурных изменений показал, что процессы формирования, роста и движения дефектов в нагружаемых образцах имеют выраженную стадийность и зависят от размера зерен. Первоначально в крупных зернах зарождаются частичные дислокации Шокли, которые оставляют за собой дефекты упаковки (ДУ) вычитания. По мере роста деформации данные ДУ закрываются ведомыми дислокациями и крупные зерна становятся практически бездефектными. Далее сдвиги транслируются в зерна среднего размера, где также формируются ДУ вычитания, затем ДУ генерируются в зернах малого размера. При этом вплоть до 6% деформации бóльшая часть пластических сдвигов происходит в крупных зернах. После деформации 6% и существенного сброса напряжений материал переходит в стадию пластического течения, на которой начинается интенсивное двойникование. На этой стадии плотность ДУ выходит на насыщение, часть сформированных ДУ трансформируется в двойники посредством скольжения частичных дислокаций в смежных с ДУ плоскостях {111}. По мере увеличения деформации максимальная объемная доля двойников смещается от больших зерен к малым. Таким образом, сдвиговая деформация в зернах меньшего размера все больше накапливается посредством двойникования, а в крупных зернах доминирует скольжение расщепленных полных дислокаций. После 10% растяжения все более выраженным становится проскальзывание по границам зерен, наиболее интенсивно проходящее в области малых зерен.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10406).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-352

ОСОБЕННОСТИ ГРАДИЕНТНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ FeNi ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Чумаков Ю.А., Григорьев А.С.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Одними из перспективных гетерогенных и иерархических структур, сочетающих высокую прочность и пластичность, являются материалы с градиентной зеренной структурой. В таких материалах в одном из направлений монотонно меняется размер зерен, и, соответственно, механические свойства. Это приводит к эффективному перераспределению напряжений и делокализации пластической деформации при нагружении таких материалов. Для выяснения параметров структуры, играющих наибольшую роль в этих процессах, в данной работе на основе компьютерного моделирования методом молекулярной динамики было проведено изучение влияния формы зерен, кристаллографической текстуры и величины градиентности зеренной структуры на механические свойства и особенности пластической деформации образцов FeNi с градиентной зеренной структурой.

Показано, что перераспределение напряжений между зернами разного размера в процессе пластической деформации образцов определяет преобладающие механизмы зарождения и движения дефектов структуры. При этом, кристаллографическое направление оси текстуры в разной степени влияет на основной механизм пластической деформации в зернах разного размера, поскольку напряжения для двойникования и движения полных дислокаций зависят от размера зерен. Таким образом, для заданной текстуры, варьируя долю зерен определенного размера, можно управлять механизмами пластичности в градиентных материалах.

Следует отметить, что напряжения течения в моделируемых градиентных образцах оказались выше рассчитанных по правилу смешения с использованием взвешенных значений для отдельных размеров зерен. Увеличение предела текучести обусловлено совместным действием различных механизмов пластической деформации в зернах различного размера.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10406).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-353

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТЕЙ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ ВОЛН В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ

Кривошеина М.Н.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
Томский государственный университет, Томск

Различные процессы формования элементов конструкций из поликристаллических материалов сопровождаются возникновением в них анизотропии механических свойств. Для определения упругих свойств анизотропных материалов удобнее первоначально определять скорости распространения упругих продольных и поперечных волн, далее вычислять по известным формулам величины упругих постоянных. Несмотря на небольшую величину анизотропии упругих характеристик поликристаллов, возникает и анизотропия скоростей распространения продольных и поперечных волн. Так как скорости распространения продольных волн определены для безграничных пространств, наличие границ у образцов приводит к некоторой погрешности в величинах определяемых скоростей. Если для определения скоростей продольных волн используются стержни, это позволяет определить скорость распространения волны Похгаммера и, следовательно, значение модуля Юнга в исследуемом направлении. Превышение длины стержня над поперечными размерами должно быть больше трех для изотропных материалов, для анизотропных материалов границу удлинения стержня необходимо уточнять в зависимости от анизотропии скоростей распространения волн.

В работе показаны особенности распространения упругих продольных волн в цилиндрах из поликристаллических материалов при ударном нагружении о жесткую стенку при различной ориентации осей симметрии поликристалла относительно оси симметрии цилиндра. Методом конечных элементов в трехмерной постановке моделируется ударное нагружение тел цилиндрической формы с одинаковой высотой и различными диаметрами для случаев различной ориентации осей симметрии поликристалла относительно оси симметрии цилиндра. Для цилиндров, характеризующихся различным отношением высоты к диаметру, показаны отличия в величинах скоростей распространения упругих продольных волн в зависимости от способа их измерения - после единичного прохождения вдоль оси симметрии цилиндра или после двукратного прохождения, в месте их возникновения.

Для численного моделирования распространения упругих волн в поликристаллических материалах в условиях динамических нагружений используется система уравнений, включающая в себя уравнение неразрывности, уравнения движения сплошной среды. Показано, что в материалах, имеющих слабую анизотропию упругих волн во взаимно перпендикулярных направлениях, анизотропия скоростей распространения продольных волн выявляется для цилиндров с любыми отношениями высоты к диаметру в случае фиксирования двух пробегов волны от момента ее возникновения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-354

АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ РАСКРЫТИЯ ТРЕЩИНЫ В МОНОКРИСТАЛЛЕ НИКЕЛЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Были исследованы особенности вязкого раскрытия нанотрещины в монокристалле никеля при одноосном растяжении. Изучение проводилось с помощью метода молекулярной динамики. Для моделирования использовался программный пакет LAMMPS. Взаимодействие между атомами описывалось многочастичным потенциалом, рассчитанным в рамках метода погруженного атома. Моделируемые кристаллиты состояли из 200 тысяч атомов. Образцы имели форму параллелепипеда, ребра которого были ориентированы вдоль кристаллографических направлений <100>. Размер образца составлял 35×19×4 нм. Затравочная трещина имела размеры 4×0.7×4 нм и ориентировалась перпендикулярно направлению растяжения. Во всех направлениях задавались периодические граничные условия. Распределение скоростей атомов в исходном образце соответствовало распределению Максвелла, а начальное направление скоростей атомов задавалось с помощью генератора случайных чисел. Релаксация кристаллита проводилась с использованием термостата Ланжевена в течение 5 пс.

Расчеты показали, что вплоть до деформации ~ 4,94 % образец растягивается упруго. При этом в вершинах трещины напряжения нарастают с существенно большей скоростью, чем в остальных областях материала. При деформации ~ 4,94 % напряжения в вершине трещины достигают порогового значения, при котором трещина начинает раскрываться. Несмотря на однородный характер растяжения и правильную форму затравочной трещины, структурные трансформации в ее противоположных вершинах существенно различаются. Такое различие в поведении структуры в вершинах трещины связано с тепловыми флуктуациями атомной системы. Так в области левой вершины трещины локальный рост атомных напряжений ведет к зарождению дислокаций, которые в процессе растяжения регулярно отрываются от вершины трещины и уходят в объем материала. Движение дислокаций приводит к частичной релаксации материала в этой области, что затрудняет распространение трещины. Одновременно с испусканием дислокаций в левой области на расстоянии нескольких параметров решетки от правой вершины затравочной трещины формируется область с максимальными атомными напряжениями. В результате роста атомных напряжений в этой области происходит разрыв атомных связей, что ведет к формированию и росту нанопоры. При объединении с нанопорой происходит скачкообразное увеличение длины трещины, сопровождающееся быстрым сбросом напряжений в образце.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-355

СВЯЗАННАЯ МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ МАТЕРИАЛА С ТОНКИМ ПОКРЫТИЕМ

Крюкова О.Н., Маслов А.Л.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Механические напряжения, возникающие в области, где происходит диффузия могут заметно влиять на физику процесса. Особый интерес вызывает вопрос о этих явлениях в связи с исследованием свойств тонких покрытий, нанесенных на подложку – в этом случае существует граница раздела между материалами, зачастую с сильно различающимися свойствами. Величина остаточных напряжений в определенной степени задает максимальную толщину покрытия, которое может быть нанесено без отслаивания и определяет адгезию покрытий. Избыточная величина этих напряжений может привести к разрушению покрытия или его отслаиванию, растягивающие напряжения могут привести к образованию трещин в покрытии и подложки, сжимающие – вызвать отслоение покрытия от подложки.

Таким образом, остаточные напряжения являются важным фактором, определяющим прочность покрытий, их функциональности и долговечности под нагрузкой. Поскольку материалы с тонкими покрытиями часто используются там, где первостепенное значение имеет высокая механическая и термическая стабильность, задача нахождения величины этих напряжений является очень актуальной.

Причины возникновения напряжений в таких материалах самые различные: из-за роста зерен по мере образования покрытия, дислокаций несоответствия, из-за различий в коэффициентах теплового расширения материалов, появления в решетке основы атомов другого вещества (т.н. концентрационные напряжения) и т.д.

Большинство авторов оценивают механические напряжения в покрытиях исключительно как термические. Взаимосвязь диффузии и механических воздействий учитывают обычно через изменение активационных характеристик процесса, либо включением в выражении для потока диффузанта дополнительного слагаемого.

В данной работе появление остаточных напряжений связывается с изменением состава в окрестности границы раздела «покрытие – подложка» вследствие диффузии и химических реакций, существенно дополняющих термические напряжения.

Сформулирована модель для расчета остаточных напряжений, возникающих в материале вблизи границы раздела «покрытие-подложка» при обработке электронным пучком. Модель учитывает влияние изменений температуры и фазового состава материала вблизи границы раздела. Изменение фазового состава связано с диффузией и химическими реакциями. Тепловая часть задачи решается в полной постановке, т.е. без осреднения по толщинам покрытия и подложки. Механические напряжения были найдены в приближении квазистатической теории термоупругой диффузии, дополненной химическими реакциями. В общем случае модель включает тепло-диффузионную часть и механическую.

Представленная модель, [1] может быть модифицирована для иных сочетаний материалов, а также дополнена учетом влияния напряжений и деформаций на диффузию и кинетику реакций.

Показано, что даже в простейшем приближении, помимо основных перекрестных эффектов, в связанной модели возникают вторичные явления, которые нельзя явно выделить лабораторными исследованиями. Однако предложенная модель, учитывающая различные внутренние связи между явлениями, позволяет установить условия, в которых проявляются вторичные эффекты.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.

1. Knyazeva A.G., Kryukova O.N., Maslov A.L. Modelling of transition zone formation between thin Si or Ta film deposited on TiNi under low-energy electron beam irradiation // *Materials Research Express. 2019. 6*(10), [1065G5]. https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab41a5.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-356

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КОЭФФИЦИЕНТ ДИФФУЗИИ КИСЛОРОДА В Ti-Al СПЛАВАХ В ТЕОРЕТИЧЕСКИХ МЕТОДАХ

[1,2]Кулькова С.Е., [1]Чумакова Л.С., [1]Бакулин А.В., [3]Чокпарова Г.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[3]Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва

Понимание атомной диффузии и ее анизотропии очень важно как с фундаментальной, так и с прикладной точки зрения. Известно, что низкая скорость диффузии кислорода и высокие активационные энергии благоприятны для высокотемпературных сплавов. Для улучшения функциональных характеристик Ti-Al сплавов, нашедших широкое применение в современной индустрии, используются легирующие добавки. Поскольку в практических приложениях используются многокомпонентные сплавы, то важно понимать влияние не только отдельных примесей, но и их комбинаций физико-механические свойства материалов. В частности в настоящее время нет полного понимания механизмов влияния даже отдельных примесей на коррозионную стойкость сплавов и на диффузию кислорода [1]. Более того, имеющиеся теоретические подходы для расчета температурного коэффициента диффузии остаются достаточно сложными и не принимают во внимание концентрацию примеси. В этой связи необходимо развивать подходы на основе *ab initio* методов, которые позволяют не только оценивать коэффициент диффузии в легированных сплавах, но и предсказывать его изменение в присутствие нескольких примесей и в зависимости от их концентрации.

Известно, что в большинстве случаев коэффициент диффузии изменяется с температурой по закону Аррениуса: $D = D_0 \cdot \exp(-Q/k_B T)$, где D_0 – некоторый предэкспоненциальный множитель, Q – энергия активации, k_B – постоянная Больцмана, T – температура. Коэффициент диффузии при конечной температуре может быть рассчитан по формуле Эйнштейна–Смолуховского $D(T_0) = \langle R^2 \rangle / 2nt$, где n – размерность системы, $\langle R^2 \rangle$ средний квадрат смещения диффундирующего атома за время t. Последний может быть рассчитан в рамках метода молекулярной динамики (МД), который требует знания потенциалов межатомного взаимодействия. Кинетический метод Монте-Карло (КМК) также используется для оценки $\langle R^2 \rangle$. Кроме того, в качестве входных параметров КМК метод использует значения вероятностей и времен всех возможных прыжков атома, которые, в свою очередь, зависят от энергий миграции вдоль элементарных путей и их длин. Заметим, что расчет энергий миграции и расстояний между позициями диффундирующего атома может проводиться как МД, так и *ab initio* методами. Таким образом, оба описанных выше подхода не могут считаться самодостаточными. В настоящей работе проведено изучение влияния примесей простых и переходных металлов в α_2-Ti_3Al в рамках двух теоретических подходов: статистического и метода Лэндмана.

Метод Лэндмана [2] позволяет получить аналитическое выражение для коэффициента диффузии, используя для этого только особенности атомной структуры соединения и *ab initio* данные об энергиях миграции. К недостаткам данного метода можно отнести необходимость вычисления определителя матрицы, размерность которой зависит от суперячейки, в которой рассматривается диффузия. Кроме того, элементы матрицы зависят от энергии миграции вдоль рассмотренных элементарных путей. Для соединений со сложной кристаллической структурой матрица-пропагатор может иметь большой размер, а вычисление детерминанта «больших» матриц в аналитическом виде затруднено. В присутствии примеси для задания ее концентрации необходимо использовать большие суперячейки, что не только увеличивает размер матрицы-пропагатора, но и тр7ебует дополнительных расчетов барьеров миграции. Статистический подход, первоначально предложенный в работе [3], позволяет также рассчитывать температурный коэффициент диффузии. Однако, кроме энергий миграции и соответствующих длин прыжков, полученных

из первых принципов, необходимо знать вероятность этих прыжков, их среднее время, проекцию смещения на выделенное направление для конкретной температуры. На основе этих характеристик рассчитываются парциальные (вдоль выбранных элементарных путей) коэффициенты диффузии, сумма которых дает коэффициент диффузии вдоль выделенного направления. В рамках данного подхода влияние примесей можно учитывать с помощью средних значений, поскольку приходится оперировать вероятностными величинами.

На примере α_2-Ti_3Al сплава обсуждаются изменения энергии абсорбции и миграции кислорода вблизи примесных атомов. Для оценки коэффициента диффузии в рамках статистического подхода энергетические характеристики кислорода в легированном сплаве рассчитываются как среднее взвешенное, при этом весовые коэффициенты зависят от концентрации примеси. Если концентрация примеси замещения равна C_{imp}, и все атомы занимают Ti-подрешетку, то средняя энергия абсорбции кислорода в октаэдрической позиции, образованной шестью атомами титана, равна

$$\langle E_{\text{abs}} \rangle = 6nE_{\text{abs}}^{\text{dop}} + (1-6n)E_{\text{abs}}^{\text{undop}},$$

где n – вероятность того, что в данном узле Ti-подрешетки находится атом примеси, то есть величина пропорциональная C_{imp}, а $E_{\text{abs}}^{\text{dop}}$ и $E_{\text{abs}}^{\text{undop}}$ – энергии абсорбции кислорода вблизи примесного атома в легированном и чистом сплаве. Отметим, что такой подход позволяет рассчитать средние энергии, даже если в сплаве имеется несколько примесей. В методе Лэндмана учитывалось только изменение энергии миграции вдоль ключевого пути O1→T1. На рис. 1 приведены результаты расчетов D в сплаве с примесями Nb, Mo, Ta,W, Ga, Si.

Таким образом, показано, что Nb и Ta на Ti-подрешетке ведут к замедлению O диффузии независимо от используемого подхода. Элементы Si и Ga также способствуют уменьшению диффузивности кислорода, если они занимают Al-подрешетку. Обсуждаются причины противоположных результатов, полученных в случае Mo и W. В целом результаты расчетов коррелируют с экспериментальными данными по влиянию примесей на коррозионную стойкость Ti-Al сплавов [4-6].

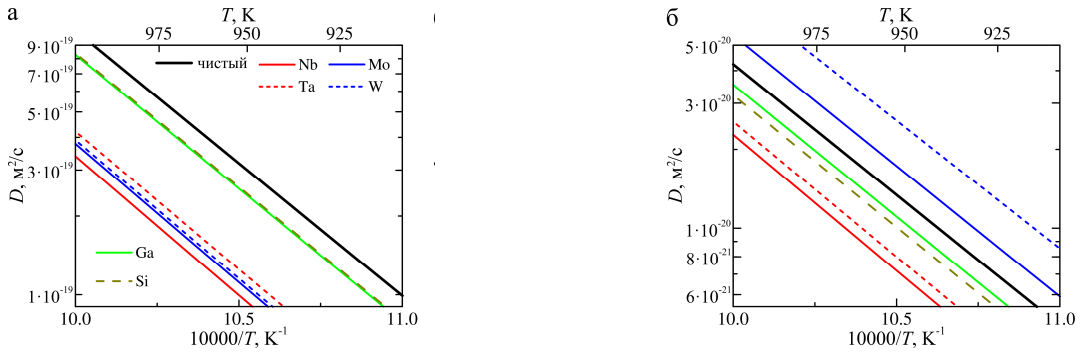


Рис. 1. Влияние примесей на температурный коэффициент диффузии кислорода в α_2-Ti_3Al: метод Лэндмана (а), статистический подход (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2019-0031. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

1. Ping F.P., Hu Q.M., Bakulin A.V., et al. Alloying effects on properties of Al_2O_3 and TiO_2 in connection with oxidation resistance of TiAl // Intermetallics 2016. V. 68. P. 57–62.
2. Landman U., Shlesinger M.F. Stochastic theory of multistate diffusion in perfect and defective systems. I. Mathematical formalism // Phys. Rev. B 1979. V. 19. P. 6207–6219.
3. Bertin Y.A., Parisot J., Gacougnolle J.L. Modèle atomique de diffusion de l'oxygène dans le titane α // J. Less-Common Met. 1980. V. 69. P. 121–138.
4. Jiang H.R., Wang Z.L., Ma W.S. et al. Effects of Nb and Si on high temperature oxidation of TiAl // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2008. V. 18. P. 512–517.
5. Shida Y., Anada H. Role of W, Mo, Nb and Si on oxidation of TiAl in air at high temperatures // Mater Trans. JIM. 1994. V. 35. P. 623–631.
6. Reddy R.G., Li Y., Arenas M.F. Oxidation of a ternary Ti_3Al-Ta alloy // High Temp. Mater. Processes 2002. V. 21. P. 195–205.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-357

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

Лапшина А.А.
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Наиболее распространенные заболевания, приводящие к инвалидности, это заболевания, поражающие суставы, костные и хрящевые ткани (в первую очередь, остеоартрит и остеопороз). Для лечения таких функциональных нарушений, приводящих к снижению прочности костной ткани, наиболее эффективно использовать совместно медикаментозное и немедикаментозное лечение (лечебная физкультура) [1]. Однако в настоящее время для установления оптимальных физических нагрузок теоретических данных недостаточно. Так как проведение экспериментального анализа, особенно на живых костных тканях, встречает большие технические и этические ограничения. Поэтому высока актуальность проведения компьютерного анализа динамики изменения напряженного состояния костных тканей человека, а также оценки их эффективных механических характеристик при различных видах двигательной активности и динамики перераспределения костной жидкости.

Целью данной работы являлось численное изучение механического поведения пористой флюидонасыщенной костной ткани при динамическом нагружении и получение оценок динамических значений ее механических характеристик. В качестве динамического нагружения было выбрано одноосное сжатие.

При проведении тестовых расчетов была использована модель пороупругой среды, реализованная в рамках численного метода подвижных автоматов (МПА) [2]. Моделировалось механическое поведение кубических образцов губчатой и кортикальной костных тканей, поровое пространство которых было заполнено биологической жидкостью. Образцы подвергались одноосному сжатию с различными скоростями. Длина стороны кубического образца была равна 5 см.

В расчетах использовались следующие значения параметров губчатой костной ткани: плотность ρ = 600 кг/м^3, модуль сдвига G = 1,32 ГПа, модуль упругости K = 3,3 ГПа, предел прочности материала на сжатие 35 МПа, открытая пористость 80%, значения проницаемости варьировались в пределах от $8\cdot10^{-3}$ Да до $2\cdot10^{-1}$ Да.

При моделировании кортикальной костной ткани использовались значения параметров: плотность ρ = 1850 кг/м^3, модуль сдвига G = 5,547 ГПа, модуль упругости K = 14 ГПа, предел прочности на сжатие 100 МПа, открытая пористость 4%, значения проницаемости варьировались в пределах от $4\cdot10^{-4}$ Да до $4\cdot10^{-2}$ Да.

Характеристики биологической жидкости: плотность ρ = 1000 кг/м^3, модуль упругости K = 2,3 ГПа, коэффициент динамической вязкости η = 2,85 мПа·с.

В ходе исследования определялись зависимости прочности на сжатие и модуля Юнга образцов от величины проницаемости костной ткани и скорости деформации сжатия.

Результаты моделирования позволили установить логистический характер зависимости прочностных характеристик и модуля Юнга костных ткани от величины скорости деформации и проницаемости. Показано, что зависимости прочности и модуля Юнга губчатой и кортикальной костной ткани от скорости деформации, проницаемости, поперечного размера образцов и вязкости костной жидкости могут быть описаны единой (калибровочной) кривой (см. рис. 1), где в качестве аргумента используется безразмерный динамический параметр – аналог числа Дарси (1):

$$Da = \dot{\varepsilon}\kappa W^2/\eta P_0. \quad (1)$$

Здесь $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, η – вязкость поровой жидкости, W – полуширина образца, κ – проницаемость, P_0 – давление на боковых поверхностях образца (P_0=10^5 Па).

Установленный логистический характер зависимости динамических механических характеристик костных тканей от данного безразмерного параметра является интегральным результатом конкуренции противонаправленных процессов: 1) роста объемных напряжений в каркасе вследствие сжатия порового пространства и содержащейся в нем жидкости; 2) снижения объемных напряжений вследствие фильтрации поровой жидкости и ее оттока из образца через боковые поверхности. Срединная точка логистической зависимости отвечает характерному значению параметра Da, при котором характерные скорости процессов деформирования и фильтрации равны.

Полученные обобщенные кривые могут использоваться для прогнозирования и оценки динамических значений механических характеристик губчатой и кортикальной тканей различных костей при различных режимах двигательной активности человека и животных.

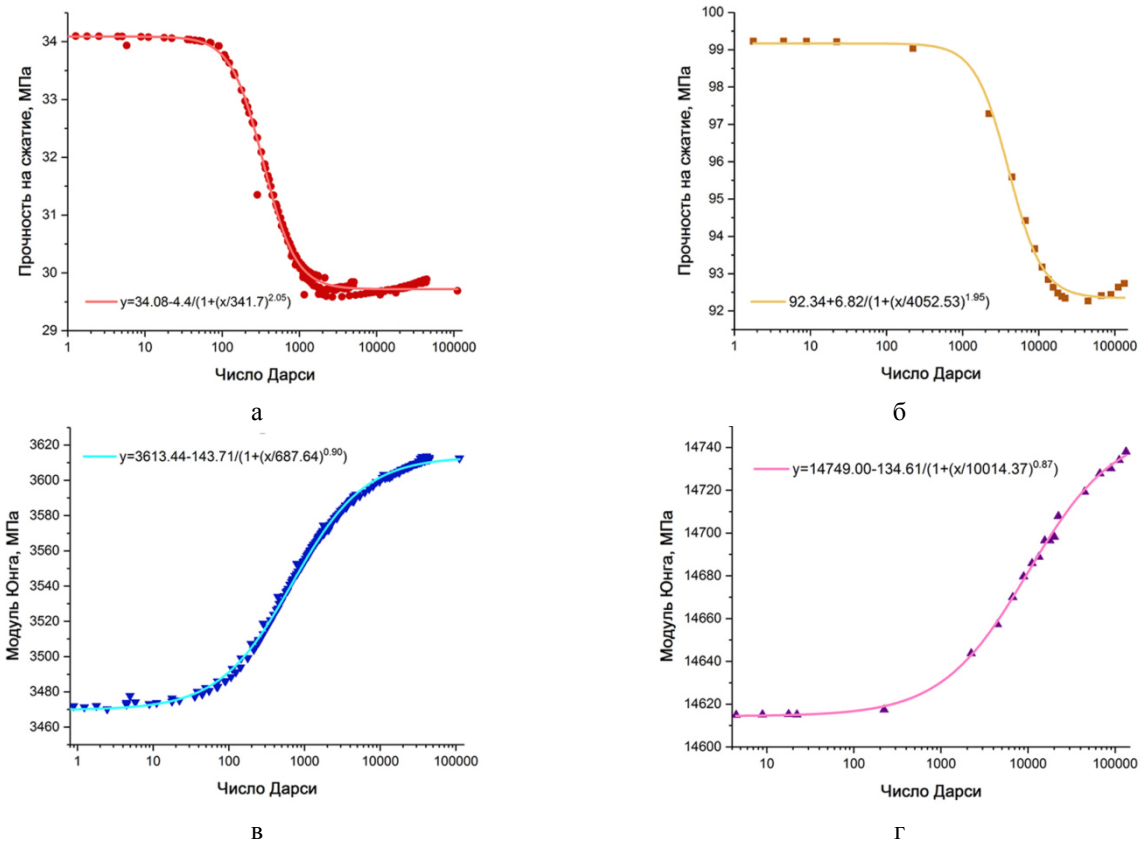


Рис. 2.Зависимости прочности на сжатие (а,б) и модуля Юнга (в,г) губчатой (а,в) и кортикальной (б,г) костных тканей, содержащих биологическую жидкость, от числа Дарси Da. Точки – результаты расчетов при различных значениях скорости деформации, сплошные линии – аппроксимирующие логистические функции. Различными цветами показаны серии расчетов при различных значениях проницаемости пористого каркаса костной ткани

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 20-19-00743.

1. Ji X., Zhang H. Current Strategies for the Treatment of Early Stage Osteoarthritis // *Frontiers in Mechanical Engineering. – 2019.* –Vol. *5. – Article number 57.*
2. Psakhie S.G., Dimaki A.V., Shilko E.V., Astafurov S.V. A coupled discrete element-finite difference approach for modeling mechanical response of fluid-saturated porous materials // International Journal for Numerical Methods in Engineering. – 2016. – V. 106. – P. 623-643.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-358

ПРОМЫШЛЕННЫЙ ПАКЕТ «ФИДЕСИС» – ИНСТРУМЕНТАРИЙ ДЛЯ МНОГОМАСШТАБНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ. ЭФФЕКТИВНЫЕ СВОЙСТВА. МЕТАМАТЕРИАЛЫ. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Левин В.А.

Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

Описывается функционал промышленного пакета Фидесис [1,2], позволяющий в рамках механики сплошной среды проводить моделирование для оценки прочностных характеристик изделия, материала при его проектировании и (или) по результатам мониторинга в процессе эксплуатации.

Отмечается возможность решения задач при конечных деформациях и их перераспределении, на основе теории многократного наложения больших деформаций, реализованной в пакете Фидесис [3,4]. Отмечается возможность проведения расчетов для оценки эффективных характеристик материала с учетом конечности деформаций [3, 5]. Приводятся примеры расчетов, включая расчеты пользователей пакета. Обсуждается изменение прочности материала изделия при наличии или возникновении микродефектов и их влияние на прочность изделия (элемента конструкции).

Обсуждается использование пакета Фидесис для оценки прочностных характеристик метаматериалов. Причем метаматериалы рассматриваются как материалы-конструкции.

Обсуждается возможность использования пакета для моделирования (в рамках механики деформируемого твердого тела) процесса изготовления изделия с помощью аддитивных технологий. Учитывается последовательность (стратегия) изготовления изделия. Учитывается перераспределение конечных деформаций в процессе изготовления изделия. Возникновение и накопление остаточных напряжений. Приводятся точные решения теории многократного наложения больших деформаций о поэтапном образовании тела, используемые для валидации пакета Фидесис.

Отмечается промышленная реализация всего функционала пакета Фидесис не только на основе метода конечных элементов, но и на основе метода спектральных элементов позволяет значительно уменьшить время расчета и повысить его точность. Отмечается возможность и приводятся примеры интеграции пакета Фидесис с другими инженерными пакетами и внешними модулями, расширяющими функционал пакета для решения междисциплинарных задач.

1. Морозов Е.М., Левин В.А., Вершинин А.В. Прочностной анализ. Фидесис в руках инженера. – М.: URRS, 2015. – 400 с.

2. cae-fidesys.com.

3. Левин В. А. Многократное наложение больших деформаций в упругих и вязкоупругих телах (предисловие академика Л.И. Седова). – М.: МАИК Наука. Физматлит, 1999. – 223 с.

4. Нелинейная вычислительная механика прочноности 5-ти томный цикл монографий (под. редакцией В. А. Левина) (Предисловие к 5-ти томному циклу монографий академика Г.И. Марчука) Том 1. *Левин В.А.* Модели и методы. Образование и развитие дефектов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2015 – 454 с.

5. Нелинейная вычислительная механика прочноности 5-ти томный цикл монографий (под. редакцией В.А. Левина) (Предисловие к 5-ти томному циклу монографий академика Г.И. Марчука). Том 2. *ЛевинВ.А.*, *Вершинин А.В.* Численные методы. Реализация на высокопроизводительных вычислительных системах. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2015 – 543с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-359

ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТА ДУАЛЬНОСТИ КРИВОЙ ВЁЛЕРА И ИЗМЕНЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ С ИЗМЕНЕНИЕМ ЧАСТОТЫ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Ледон Д.Р., Наймарк О.Б.
Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

В работе предлагается математическая модель, способная описывать и предсказывать усталостное разрушение металлов и сплавов в диапазоне циклов нагружения от 10^4 до 10^9. В общем виде модель описана в [1], модифицирована в [2-4], апробирована на примере различных задач [5,6] и верифицирована в работе [7]. Преимуществом предложенной модели является единый набор констант материала для всего диапазона циклов и способность при этом описывать эффект дуальности кривой Вёлера, а также повышение предела выносливости с возрастанием частоты нагружения. Ввиду требования огромных временных затрат для проведения численных расчётов при количестве циклов до разрушения $\sim 10^9$, предлагается частный случай построенной модели, допускающий аналитическое решение. Полученное аналитическое решение приводится к формуле, которая отражает зависимость числа циклов до разрушения от параметров нагружения: амплитуда напряжений, частота, скорость деформации, чувствительность к скорости деформации и исходное структурное состояние материала. Полученная формула хорошо предсказывает усталостную диаграмму в диапазоне циклов 10^8-10^9, что обусловлено гипотезами, допущенными при её получении: малые амплитуды приложенных напряжений, линейная связь напряжений и деформаций. За пределами указанного интервала формула начинает резко расходиться с экспериментом, однако её можно успешно использовать в наиболее затратном для численных расчётов диапазоне циклов нагружения 10^8–10^9. Для демонстрации возможности использования предложенной модели для оценки надёжности конструкций решена краевая задача усталостного нагружения лабораторного образца в двумерной (осесимметричной постановке). Смоделирован процесс выхода усталостной трещины на поверхность образца после её зарождения в объёме материала. Получено количественное и качественное соответствие с экспериментальными данными [8]. Таким образом, рассмотренную модель можно применять для оценки долговечности материалов и конструкций.

1. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. 2003. Т. 6, № 4. С. 45–72.
2. Билалов Д.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. Математическое моделирование процесса разрушения сплава АМг2.5 в режиме много- и гигацикловой усталости // Вычислительная механика сплошных сред. 2018. Т. 11, № 3. С. 323-334.
3. Билалов Д.А., Оборин В.А., Наймарк О.Б., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И. Влияние предварительного динамического нагружения на усталостную долговечность сплава АМг6 // Письма в Журнал технической физики. 2020. Т. 46, № 8. С. 44-46.
4. Билалов Д.А., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Влияние интерметаллидных включений на образование подповерхностных трещин в сплаве АМг6 при гигацикловой усталости // Письма о материалах. 2020. Т. 10, № 2. С. 206-210.
5. Соковиков М.А., Симонов М.Ю., Билалов Д.А., Симонов Ю.Н., Наймарк О.Б. Локализация пластической деформации в сплаве АМг6 при динамическом нагружении // Физическая мезомеханика. 2020. Т. 23, № 2. С. 45-57.
6. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Описание эффекта падения прочности сплава АМг6 с ростом температуры при динамическом нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. 2019. № 2. С. 5-14.
7. Баяндин Ю.В., Билалов Д.А., Уваров С.В. Верификация широкодиапазонных определяющих соотношений для упруговязкопластических материалов с использованием теста Тейлора-Гопкинсона // Вычислительная механика сплошных сред. 2020. Т. 13, № 4. С. 449-458.
8. Шанявский А.А., Никитин А.Д., Солдатенкова М.А. Самоорганизация процессов усталостного разрушения титановых сплавов // Сложные системы. 2015. № 2 (15). С. 4-22.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-360

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

[1]Любутин П.С., [1,2]Бурков М.В., [1,2]Еремин А.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Определение свойств и деформированного состояния материалов является одной из актуальных задач экспериментальной механики. В настоящее время для бесконтактной оценки деформации материала широко применяется метод корреляции цифровых изображений. Метод позволяет измерять перемещения и деформацию на поверхности материала с высокой точностью.

Метод корреляции цифровых изображений основан на минимизации функционала

$$E(w,S) = E_D(w,S) + \alpha E_S(w,S), \quad (1)$$

где w – функция перемещений, S – область изображения, по которой минимизируется E, E_D – мера подобия блоков изображений, E_S – мера подобия векторов в оптическом потоке, α – регуляризационный коэффициент. Меры близости E_D двух участков текущего изображения (ТИ) и эталонного изображения (ЭИ) могут определяться различными функциями, условием которых является наличие экстремума, обычно минимума. В работе использовалась нормированная сумма квадратов разности с нулевым средним [1, 2]:

$$ZNSSD = \sum_{X\in S}\left(\frac{F(X)-\bar{F}}{\sqrt{\sum_{X\in S}(F(X)-\bar{F})^2}} - \frac{G(X,w)-\bar{G}}{\sqrt{\sum_{X\in S}(G(X,w)-\bar{G})^2}}\right)^2, \quad (2)$$

где $F(X)$, $G(X,w)$ – значения яркости пикселов сравниваемых участков ТИ и ЭИ соответственно, $\bar{F}$ и $\bar{G}$ – среднеарифметические значения участков ТИ и ЭИ, X – координаты пикселов участка S, w – функция перемещений.

Использовалась модификация метода DIC для работы со стереопарами и определения перемещений пространственных координат точек поверхности объекта. Предварительно, для установленной системы стереозрения, проводили калибровку для определения параметров отдельных камер и системы в целом. По вычисленным полям векторов перемещений вычислялось удлинение образца между двумя точками p1 и p2 в процессе его нагружения, как разность двух евклидовых расстояний. Получив зависимость напряжения от деформации, становится возможным определить модуль упругости. Модуль упругости вычислялся с использованием линейной аппроксимации точек зависимости напряжение-деформация:

$$\sigma(\varepsilon) = E\varepsilon + c, \quad (3)$$

где σ – напряжение, ε – деформация, E – модуль упругости, c – постоянная аппроксимации.

Экспериментальная система стереозрения включала две цифровые фотокамеры Canon EOS 700D (разрешение КМОП (CMOS) матриц 5184×3456 пикселов при физическом размере сенсора 22,3×14,9 мм). Синхронизация съемки осуществлялась аппаратным триггером, управляемым с помощью ЭВМ.

Все предложенные методики определения модуля упругости с использованием метода корреляции цифровых изображений показали схожие значения с небольшим отклонением друг от друга.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0010, при финансовой поддержке РФФИ и администрации Томской области в рамках научного проекта № 18-47-700006 р_а.

1. Tong, W. An evaluation of digital image correlation criteria for strain mapping applications / W. Tong // Strain. – 2005. – Vol. 41, N 4. – P. 167-175.
2. Full-field strain measurement using a two-dimensional Savitzky-Golay digital differentiator in digital image correlation / B. Pan, H. Xie, Z. Guo, T. Hua // Optical Engineering. – 2007. – Vol. 46, N 3. – P. 33601-33610.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-361

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕНО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОЗИТА ПО КОТОРОМУ ПРОХОДИТ ПОСТОЯННЫЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ТОК

Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Панин С.В., Матолыгина Н.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Решается краевая задача электропроводности и находится напряженность электрического поля постоянного тока и мощность тепловых потерь в композите “медь-графит“. Делается предположение, что тепловые потери повышают температуру в проводнике. Решается краевая задача теплопроводности и определяется, насколько градусов повысилась температура в композите. Затем решается краевая задача термоупругости и определяются параметры напряженно-деформированного состояния, которое возникает в композите в результате электрического разогрева. Таким образом, определяются напряжения в композите, компоненты которого не обладают пьезоэлектрическими свойствами.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-362

ВЛИЯНИЕ ОРГАНИЗАЦИИ РАСПОЛОЖЕНИЯ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ПРОЧНОСТЬ ДВОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Проблема низкой живучести и надёжности керамических конструкций на современном уровне развития технологий может быть решена путём формирования специальной структуры, обеспечивающей адаптационный отклик материала на внешнее воздействие. Существует несколько способов формирования структуры композитов: с равномерным случайным распределением включений, с градиентным расположением включений, двойные композиты [1]. Последний из упомянутых способов основан на применении двух типов включений с различной их организацией в пространстве. Он является одним из новых и перспективных способов получения материалов с эффективной внутренней структурой. По данным [2], иерархическая структура двойных композитов способствует торможению роста трещин и повышению прочностных свойств по сравнению с равномерным распределением включений.

Целью данной работы является выявление особенностей влияния дизайна керамического композита на основе матрицы ZrB_2 с двумя видами частиц включений SiC и $MoSi_2$ на его механическое поведение и прочностные характеристики при одноосном сжатии с помощью компьютерного моделирования на основе метода подвижных клеточных автоматов. При этом предполагается явный учёт иерархии и объёмного содержания выключений. Для этого были разработаны компьютерные модели элементарной ячейки композитов с двумя различными способами расположения включений в матрице:

1) однородно по всей ячейке для каждого из типов включений;

2) с двойной композитной структурой, когда включения MoSi2 сосредоточены в сферической грануле в середине ячейки, а включения SiC – в остальном пространстве ячейки.

По полученным результатам моделирования можно сделать вывод о том, что керамический композит с двойной композитной структурой обладает большей прочностью по сравнению с материалом, содержащим равномерно распределённые включения, тогда как упругие свойства композитов от структурной организации включений практически не зависят. Установлено, что основным механизмом повышения прочности является торможение микротрещин, зарождающихся вблизи более жёстких включений SiC, на «границе» матрицы двойного композита с его гранулой, которая имеет условный характер. При этом оказывается важным наличие пластических свойств $MoSi_2$.

Полученные результаты показывают перспективность двойных композитов с точки зрения получения керамических материалов с высокими прочностными свойствами. Корме того, перспективным представляется использование созданных компьютерных моделей для определения оптимальных составов и способов организации внутренней структуры двойных композитов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009.

1. Monteverde F., Melandri C., Failla S., et al. Escape from the strength-to-toughness paradox: Bulk ceramics through dual composite architectures// J. Eur. Ceram. Soc. 2018. V. 38. P. 2961–2970.
2. Sengupta P., Sahoo S.S., Bhattacharjee A., et al. Effect of TiC addition on structure and properties of spark plasma sintered ZrB_2–SiC–TiC ultrahigh temperature ceramic composite // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. 850. article 156668.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-363

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА ФИЛЬТРАЦИЮ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ ЧЕРЕЗ ДВУХСЛОЙНУЮ СТЕНКУ КАПИЛЛЯРА

[1]Назаренко Н.Н., [1,2]Князева А.Г.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский политехнический университет, Томск

Течение жидкостей в пористых средах встречается во многих природных и промышленных системах. Явления тепломассообмена изучается во многих инженерных приложениях, таких как сушка пищевых продуктов, синтез строительных материалов, химическая технология, создание различных лекарственных форм и теплозащитных материалов. Пористые структуры отличаются большим разнообразием, как в искусственных, так и в естественных материалах и живых системах. Фильтрация биожидкостей присутствует почти во всем организме человека. Движение жидкостей через пористые биоматериалы в живых организмах и другие незаметные внешне движения управляют процессами транспорта питательных веществ к клеткам и вывода вредных продуктов жизнедеятельности из организмов и являются важнейшими аспектами нашей жизни.

В настоящей работе исследован процесс переноса компонента, содержащегося в биологической жидкости, через двухслойную стенку капилляра. Капилляр представлен цилиндром с двухслойными стенками. По всей длине цилиндра параметры течения одинаковы, что позволяет ограничиться одномерной моделью. Стенка капилляра состоит из двух слоев. Один из слоев стенки капилляра соответствует эндотелию, второй – базальной мембране. Значения давления (или градиента давления) и концентрации внутри капилляра и вне его заданы и соответствуют стационарному режиму течения жидкости. Течение в объеме капилляра описываем уравнениями Навье-Стокса. Микропористые стенки моделируем средой Бринкмана. Жидкость считаем двухкомпонентной и несжимаемой.

Стационарная задача для пористой стенки решена численно методом установления в безразмерных переменных. Выделены безразмерные комплексы, связывающие между собой характерные физические масштабы разных явлений. Проанализировано влияние параметров модели на процесс фильтрации биологической жидкости для слоев стенки капилляра с разной пористостью. Проиллюстрировано влияние режима течения на распределение скорости и концентрации. При одинаковой пористости в двух слоях капилляра распределение скорости и концентрации получаются качественно аналогичными случаю с однослойной стенкой капилляра. Однако численные значения зависят от суммарной толщины стенки. Концентрация диффузанта в пористых слоях повышается с ростом пористости внутреннего слоя стенки капилляра, при увеличении подвижности диффузанта и с увеличением коэффициента концентрационного расширения. Скорость в области границ раздела возрастает, когда слои стенки капилляра имею разную пористость, что связано с возрастанием градиента концентрации, который увеличивается на границе областей. Для обеспечения необходимой скорости проникания жидкости из области макропоры через микропористые стенки капилляр должен иметь внутренний слой с большой пористостью и размер, меньший, чем размер внешнего слоя. Это обеспечивает прерывистое поступление переносимого компонента в окружающую капилляр среду.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0007.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-364

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СОСТАВА ПОКРЫТИЯ И ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

[1]Назаренко Н.Н., [1,2]Князева А.Г.

[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

[2]Томский политехнический университет, Томск

Современная техника работает в условиях повышенных температур и высоких механических нагрузок. При поверхностной обработке металлов и сплавов источником тепла интерес представляют процессы, связанные с изменением состава и структуры. Имеющиеся в настоящее время модели процессов поверхностной обработки ограничиваются рассмотрением какой–либо одной стороны явления: либо анализом теплофизических процессов; либо оценкой полей напряжений по результатам расчета полей температуры; либо исследованием эволюции системы дефектов свместно с внедренными ионами и т.д. Поэтому мы проанализировали связную модель, учитывающую перенос тепла и массы с химическими реакциями. В работе объектом исследования выбран цилиндрический образец, на внешнюю поверхность которого предварительно нанесено покрытие магнетронным способом. В условиях эксплуатации на внешнюю поверхность изделия действует кратковременный тепловой импульс с однородно распределенной по всей боковой поверхности плотностью мощности. В переходном слое имеются такие элементы и соединения как хром, углерод, Cr_3C_2 и FeC; в покрытии также присутствует хром, углерод, Cr_3C_2, FeC и незначительное количество железо. Математическая модель включает гиперболические уравнения теплопроводности и диффузии для подвижных элементов и кинетические уравнения, соответствующие дополнительному образованию соединений. В уравнениях учитываются перекрестные диффузионные потоки, явления термодиффузии и диффузионной теплопроводности. Задача имеет несколько предельных вариантов, включая линейные и нелинейные системы уравнений, модели с реакциями и без них, с учетом перекрестных явлений и без них.

Задача и все ее частные варианты решены численно в безразмерных переменных. Первый вариант – несвязная модель: отсутствуют все перекрестные потоки, нет химических реакций; коэффициенты диффузии постоянные или зависят от температуры. Показано влияние учета зависимости коэффициента диффузии от температуры и от состава. Второй вариант – учет только диффузионных перекрестных потоков. Наличие перекрестных диффузионных потоков на распределении температуры не сказывается. Концентрации хрома и углерода на внешней границе покрытия при положительных перекрестных диффузионных коэффициентах – ниже, а при отрицательных – выше, чем без них. Третий вариант учитывает все перекрестные явления: перекрестные диффузионные потоки, диффузионную теплопроводность и термодиффузию. Установлено, что увеличение коэффициента Соре или увеличение параметра Льюиса приводит к оттоку диффундирующих элементов из покрытия вглубь подложки. Уменьшение параметра Франк-Каменецкого способствует появлению максимума на распределении концентраций хрома и углерода, что объясняется увеличением размера теплового пограничного слоя. Четвертый вариант модели учитывает все перекрестные явления и химические реакции. Химические реакций считаются экзотермическими, что приводит к увеличению температуры. Хрома и углерод тратятся на образование соединений в покрытии и переходном слое, что приводит к дополнительному изменению в распределениях концентраций.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ Росатом *№ 20-21-00064.*

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-365

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ СФЕРИЧЕСКИХ ИЗЛУЧАТЕЛЕЙ ИЗ ПОРИСТОЙ ПЬЕЗОКЕРАМИКИ С ДВУМЯ ТИПАМИ МНОГОЭЛЕКТРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Наседкин А.В.
Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону

В настоящее время для неинвазивной терапевтической или хирургической обработки внутренних тканей пациентов успешно применяются ультразвуковые методы. Нефокусированные ультразвуковые волны обычно используются для нагрева больших объемов тканей. Для направленного теплового или кавитационного воздействия на локальные области органов пациента применяются специальные системы, генерирующие фокусированный ультразвук высокой интенсивности (HIFU). В обоих случаях для возбуждения ультразвуковых полей эффективными устройствами являются пьезоэлектрические излучатели. Математическое моделирование и компьютерный дизайн ультразвуковых пьезпреобразователей можно осуществить, используя теорию связанных динамических задач электроупругости (пьезоэлектричества) и акустики, численные методы и специализированное программное обеспечение, например, конечно-элементный комплекс ANSYS [1].

В настоящей работе, следуя [2,3], исследуется фокусирующий пьезоэлектрический излучатель, способный возбуждать в окружающей акустической среде ультразвуковые поля с управляемыми характеристиками фокального пятна. Пьезоизлучатель имеет осесимметричную форму в виде сферического сегмента с технологическим отверстием в центре. Частичное управление местоположением фокуса на оси симметрии и основными характеристиками фокального пятна в акустической среде осуществлялось за счет нанесения на один из торцов излучателя системы разрезных электродов с пропилами и подачей значений потенциалов с различными сдвигами фаз на отдельные электроды этой системы. Данное устройство ранее было предложено зав. отделением сегнетопьезоматериалов, приборов и устройств НИИ физики Южного федерального университета А.Н. Рыбянцом [3].

Для повышения эффективности возбуждения акустических волн в качестве активного материала излучателя предлагается использовать пористую пьезокерамику. Как известно, пористая пьезокерамика имеет меньший акустический импеданс по сравнению с плотной, что очевидно обеспечивает лучшее согласование импедансов пористой пьезокерамики и акустической среды. Поэтому применение пористой керамики позволяет обойтись в конструкции излучателя без использования набора согласующих слоев, которые для сферических преобразователей существенно усложняют их изготовление и уменьшают их долговечность. Пористая пьезокерамика рассматривалась как гомогенный материал с макросвойствами, определенными по методу эффективных модулей для представительных объемов ACELAN-COMPOS с закрытой структурой пористости и при учете неоднородной поляризации пьезокерамической матрицы [4].

Для проведения вычислительных экспериментов в программном комплексе ANSYS были построены твердотельные и конечно-элементные модели рассматриваемых осесимметричных сферических излучателей из пористой пьезокерамики с многоэлектродным покрытием. Торцевые граничные поверхности одинакового радиуса преобразователя считались электродированными, причем внешняя поверхность большего радиуса имела пропилы, за счет которых формировалась система разрезных электродов. Были рассмотрены два типа пропилов. В первой конструкции пропилы были нанесены таким образом, чтобы все разрезные электроды имели равные площади, а во второй конструкции пропилы располагались на одинаковой высоте, отсчитываемой вдоль оси симметрии. Пьезокерамика поляризовалась с использованием рабочих электродов, т.е. была поляризованной преимущественно в радиальном направлении.

Обе системы разрезных электродов позволяли сдвигать положение первоначального

фокуса на заданное заранее расстояние путем задания на электродах гармонически изменяющихся значений электрических потенциалов с такими сдвигами фаз, которые обеспечивали одинаковое время прихода фронтов волн от каждого из разрезных электродов.

Описанные модели и методы решения связанных задач акустоэлектроупругости были реализованы в вычислительном комплексе ANSYS с использованием командного макроязыка APDL. С использованием разработанных программ были проведены расчеты в режиме установившихся колебаний, в том числе были определены:

– частоты электрических резонансов и антирезонансов;

– построены амплитудно-частотные характеристики электрического импеданса вблизи рабочих частот, как для отдельных пьезоизлучателей, так и для излучателей, погруженных в акустическую среду;

– определены характеристики фокальных пятнен в акустической среде при различном числе разрезных электродов и при различных величинах предполагаемого сдвига первоначального фокуса.

Было проведено сравнение двух типов конструкций пьезоизлучателей с различными системами пропилов.

Результаты расчетов позволили сделать вывод, что число разрезных электродов существенно влияет на возможность сдвига первоначального фокуса и на интенсивность акустического давления в сдвинутом фокусе. Было отмечено, что большее число разрезных электродов позволяет усиливать интенсивность акустических полей и точнее осуществлять фокусировку. Таким образом, результаты вычислительных экспериментов показали, что эффективность пьезоизлучателей повышается с увеличением числа разрезных электродов.

Работа выполнена при поддержке гранта Правительства РФ № 075-15-2019-1928.

1. Наседкин А.В., Наседкина А.А. Моделирование связанных задач: математические постановки и конечно-элементные технологии / Ростов-на-Дону, Таганрог: Изд-во Южного федерального университета, 2019. 176 с. https://hub.lib.sfedu.ru/storage/1/1259301/60b06e7f-2bfd-4e1e-b125-60fe2af1fe41.

2. Nasedkin A.V., Rybyanets A.N. Finite element analysis of ultrasonic spherical piezoelectric phased array with split electrodes // 2016 Joint IEEE Int. Symposium on the Applications of Ferroelectrics, European Conference on Application of Polar Dielectrics, and Piezoelectric Force Microscopy Workshop (ISAF/ECAPD/PFM), 21-25 Aug. 2016, Darmstadt, Germany. IEEE Conf. Publ., 2016. P. 1-4. Doi: 10.1109/ISAF.2016.7578074.

3. Наседкин А.В., Рыбянец А.Н. Компьютерный анализ фокусирующих свойств ультразвукового сферического излучателя с разрезными электродами одинаковой площади // Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения. 2016. Т. 16, № 5. С. 28–31.

4. Gerasimenko T.E., Kurbatova N.V., Nadolin D.K., Nasedkin A.V., Nasedkina A.A., Oganesyan P.A., Skaliukh A.S., Soloviev A.N. Homogenization of piezoelectric composites with internal structure and inhomogeneous polarization in ACELAN-COMPOS finite element package / Wave Dynamics, Mechanics and Physics of Microstructured Metamaterials. Advanced Structured Materials. Vol. 109. M.A. Sumbatyan (Ed.) Springer, Singapore, 2019. Ch. 8. P. 113-131. Doi: 10.1007/978-3-030-17470-5_8.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-366

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ α-Ti В УСЛОВИЯХ, ИМИТИРУЮЩИХ УЛЬТРАЗВУКОВУЮ УДАРНУЮ ОБРАБОТКУ

Никонов А.Ю., Дмитриев А.И.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Ультразвуковая ударная обработка (УЗО) – это метод обработки, при котором происходит ударное деформирование поверхности материала на ультразвуковой частоте. В результате в поверхностном слое наблюдается заметное изменение микроструктуры за счёт измельчения существующих зёрен и образования новых. УЗО способствует целому комплексу процессов, протекающих в поверхностном слое: увеличение плотности дислокаций и кривизны плоскостей скольжения, преобразование мартенситной микроструктуры, частичное разложение пересыщенных твёрдых растворов и выделение частиц второй фазы, повышение упругих микро- и макронапряжений и т.д. В результате для поверхностного слоя повышаются микротвёрдость, прочность, износостойкость, ползучесть и коррозионная стойкость. Несмотря на постоянное совершенствование методов экспериментального изучения, особенности эволюции структуры, при которых происходят эти изменения, по-прежнему остаются малоизученными. Эффективным решением указанной проблемы, прослеживаемым в современной литературе, является использование, в сочетании с экспериментом, различных методов численного моделирования. Моделирование методом молекулярной динамики, хотя и имеет ограничения, связанные с размерами исследуемого материала, но с учётом самоподобия процессов, даёт хорошую возможность проследить динамику развития пластической деформации в приповерхностных слоях исследуемого материала. Целью настоящей работы является анализ основных закономерностей и механизмов формирования структурного состояния поверхностного слоя материала, подвергнутого воздействию, имитирующему ультразвуковую ударную обработку.

В качестве модельного образца рассматривался монокристалл чистого α-Ti в форме параллелепипеда с размерами 75x50x20нм. Моделирование методом молекулярной динамики осуществлялось с использованием программного пакета LAMMPS [1] и межчастичного потенциала, построенного в рамках метода погруженного атома [2]. Имитация ультразвуковой ударной обработки моделировалась путём трёхкратного индентирования поверхности образца со смещением положения индентора при каждом воздействии. Индентор представлял собой силовое поле в форме шара с радиусом 6,5нм. На атомы, попадающие в объём этого шара, действовали дополнительные силы. Индентор погружался с постоянной скоростью 15м/с в объём образца на фиксированную глубину 3,5нм.

Анализ структуры образца в различные моменты времени позволил выявить закономерности развития шероховатости поверхностного слоя и развитие пластической деформации приповерхностного слоя при воздействиях сферическим индентором. Установлено, что движение индентора сопровождается зарождением дислокаций в области контакта и последующим их распространением по плоскостям лёгкого скольжения в объём материала. Кроме того, наблюдается процесс формирования двойников. Рост количества подобных дефектов структуры при последующем нагружении приводит к фрагментации и переориентации кристаллической решётки образца. При повторных внедрениях индентора площадь межзёренных границ постепенно увеличивается, и в приповерхностном слое образца титана формируется зёренная и субзёренная микроструктура. В сочетании с высокими сжимающими остаточными напряжениями это препятствует перемещению дислокаций в объём материала по плоскостям лёгкого скольжения. Это приводит к постепенному сужению зоны пластической деформации вокруг индентора. Кроме того, значительно улучшается перенос материала из пятна контакта на свободную поверхность, что приводит к образованию дополнительной шероховатости.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. Plimpton S. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics // J. Comput. Phys. – 1995. – Vol. 117. – No. 1. – P. 1-19.
2. Mendelev M.I. Development of an Interatomic Potential for the Simulation of Defects, Plasticity, and Phase Transformations in Titanium / M.I. Mendelev, T.L. Underwood, G.J. Ackland // J. Chem. Phys. – 2016. – Vol. 145. – P. 154102.
3. Honeycutt J.D. Molecular dynamics study of melting and freezing of small Lennard-Jones clusters / J.D. Honeycutt, H.C. Andersen // J. Phys. Chem. – 1987. – Vol. 91(19). – P. 4950-4963. – doi: 10.1021/j100303a014.
4. Stukowski A. Automated identification and indexing of dislocations in crystal interfaces / A. Stukowski, V.V. Bulatov, A. Arsenlis // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. –2012. – Vol. 20(8) – P. 085007. – doi: 10.1088/0965-0393/20/8/085007.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-367

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Cu-Al КРИСТАЛЛОВ РАЗНОГО РАЗМЕРА

[1,2]Никонов А.Ю., [1,2]Дмитриев А.И., [1,2]Лычагин Д.В., [1]Новицкая О.С., [1,2]Бибко А.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томкий государственный университет, Томск

С активным развитием аддитивных технологий новую актуальность приобрел вопрос о свойствах изделий, полученных по новым технологиям. В частности, структура алюминиевой бронзы после электроннолучевой наплавки представляет собой крупные вытянутые зёрна в направлении градиента температуры. Регулируя режим наплавки можно менять морфологию зёренной структуры и степень её разнозернистости. Ансамбль зёрен после наплавки обычно представлен зёрнами разного размера и кристаллографической ориентации. В связи с этим актуальной задачей является прогнозирование поведения этого ансамбля зёрен при пластической деформации. Решение этой задачи можно осуществить путем моделирования методом молекулярной динамики и последующим сравнением результатов моделирования с деформацией кристаллов, имеющих разную кристаллографическую ориентацию граней относительно направления нагрузки и свободных поверхностей, разную морфологию зёрен. Данный подход был реализован в настоящей работе.

Объектом исследования служила алюминиевая бронза Cu-13at.%Al. Моделирование методом молекулярной динамики осуществлялось с использованием программного пакета LAMMPS и межчастичного потенциала, построенного в рамках метода погруженного атома. Анализ картины сдвига проводился на специально вырезанных кристаллах с разными кристаллографическими гранями и отношением сторон (2:1 и 1:1). В качестве ориентации нагрузки выбирались кристаллографические направления в углах стандартного стереографического треугольника ГЦК кристаллов. Экспериментально деформационный рельеф после сжатия до разных степеней исследовали с помощью лазерного сканирующего микроскопа Olympus LEXT 4100.

Моделирование методом молекулярной динамики, хотя имеет ограничение, связанное с анализируемым объёмом, но с учётом самоподобия процессов даёт хорошую возможность проследить динамику развития сдвигов и взаимодействия в дислокационном ансамбле. Для анализа картины сдвига необходимо воспользоваться теоретическим рассмотрением ориентации систем сдвига относительно боковых граней и приложенной нагрузки. Это рассмотрение показало, что в зависимости от ориентации оси сжатия и высоты образца роль свободных боковых поверхностей может заметно отличаться. Максимальная возможность сдвига в сторону боковых граней реализуется для ориентации <110>, минимальная – <111>. Эксперимент показал, что в последнем случае для реализации деформации необходима организация её путём образования деформационных полос. Результаты моделирования показали, что комплексная деформация сразу двух плоскостях сдвига является элементом организации деформации и при других ориентациях. В этом случае деформация осуществляется движением комплексного дефекта сразу в двух смежных плоскостях скольжения. Скольжение комплексного дефекта осуществляется путём последовательного расщепления на частичные дислокации и рекомбинации их в новые типы дислокаций в следующих участках плоскостей скольжения кристалла. Степень рекомбинации и склонность к образованию устойчивых дислокационных конфигураций зависит от энергии дефекта упаковки материала. Сравнение деформационных процессов в алюминиевой бронзе с другими ГЦК металлами показало, что при сохранении общих условий кристаллогеометрии сдвига роль тетраэдрических дефектов уменьшается.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 20-72-10184).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-368

ИНИЦИИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В ПОЛУПРОЗРАЧНОМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ В УСЛОВИЯХ СОПРЯЖЕННОГО ТЕПЛООБМЕНА

[1]Овчинников Е.Н., [2]Князева А.Г.
[1]Томский государственный университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Сопряженные задачи теплопроводности представляют большой практический интерес. Например, результаты исследования таких задач могут быть использованы для решения проблем, возникающих при обработке материалов, в строительстве, при изучении пожаровзрывобезоопасности и во многих других областях.

В настоящей работе исследуем процесс нагрева трехслойного образца лазерным излучением. При этом будем считать, что среднем слое находится энергетический материал (ЭМ). В зависимости от оптических свойств границ раздела и оптических свойств слоев ситуация может быть разной, что приведет к различным закономерностям в инициировании реакции.

Будем полагать, что общая толщина слоя ЭМ и пластин намного меньше размера образца в направлениях, перпендикулярных оси Oz, а излучение лазера, падающее слева, однородно распределено вдоль поверхности, которая считается плоской. Тогда нашу задачу можно будет рассматривать, как одномерную (Рис. 1).

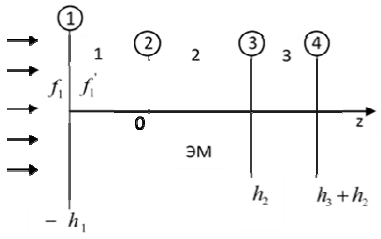
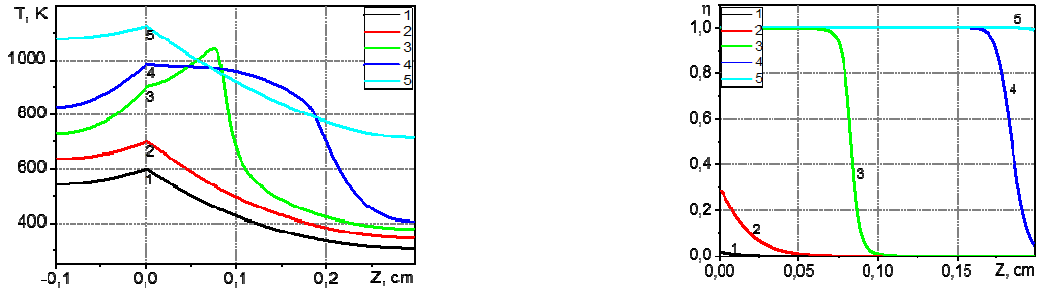


Рис.1. Иллюстрация к постановке задачи

Математическая постановка задачи включает уравнения теплопроводности для каждого слоя с источниками, связанными с внешним нагревом и химической реакцией в среднем слое, уравнение кинетики для среднего слоя и граничные условия.

Задача решается численно. Показано, что если излучение лазера падает слева, а средний слой слабопрозрачен, то поглоще ние энергии происходит вблизи границы $z=0$, т.е. в окрестности границы между первым слоем и ЭМ. В этом случае инициирование реакции также происходит вблизи границы $z=0$ (рис. 2), что отражается на характере температурных кривых. В другой ситуации (прозрачного ЭМ и непрозрачной границы $z=h_2$) инициирование реакции возможно вблизи именно этой границы. Возможны и другие ситуации в зависимости от теплофизических, оптических свойств слоев и от химических свойств ЭМ.



а б

Рис. 2. Распределения температуры (а) и степени превращения (б) для варианта 1 в разные моменты времени: 1-0.75с, 2-1.05с, 3-1.25с, 4-1.35, 5-1,85с

1. Князева А.Г., Зарко В.Е. Особенности нагрева лазерным излучением полупрозрачного материала, помещенного между стеклянной и металлической пластинами // Известия ВУЗов. Физика. – Т. 57 – №9/3. – 2014. С. 71–75.
2. Князева А.Г., Зарко В.Е. Инициирование разложения полупрозрачной смеси энергетических материалов импульсом лазерного излучения // Физика горения и взрыва, 2018, Т.54, № 1.С.97-105.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-369

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТЕПЛОВЫХ, ДИФФУЗИОННЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЛН В УСЛОВИЯХ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ПОТОКОМ ЧАСТИЦ

Парфенова Е.С., Князева А.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Поверхностная обработка металлических изделий для улучшения их свойств, является важным этапом технологического процесса, так как с повышением технологических свойств материала срок службы значительно увеличивается. С целью улучшения механических свойств и износостойкости широко используют разные методы поверхностной обработки металлов потоками заряженных частиц. Но недостаточное понимание физических процессов, протекающих в твердом теле при его обработке пучками частиц, ограничивает возможности данного метода. Поэтому теоретические исследования в данной области являются актуальными.

Взаимодействие частиц потока с обрабатываемой поверхностью сопровождается разными физическими и химическими процессами, которые взаимодействуют друг с другом и оказывают влияние на конечный результат. Например, нагрев, формирование поля напряжений, изменение состава, генерация и миграция дефектов и т.д. При построении математической модели можно исследовать только интересуемые явления без учета остальных, экспериментально это сделать невозможно.

Цель настоящей работы состоит в численном исследовании совместного распространения упругих механических волн и диффузии внедряемых частиц с учетом их химического взаимодействия с обрабатываемым материалом и неизотермичности процесса. При построении математической модели учитываются времена релаксации потоков тепла и массы. Таким образом, уравнения теплопроводности и диффузии не соответствуют классическим уравнениям.

Взаимодействие потока заряженных частиц с поверхностью металла с учетом химических реакций частиц с материалом мишени можно описать в рамках модели, включающей в общем случае уравнения теплопроводности, уравнения баланса внедряемого компонента и движения, а также уравнение для описания скорости образования продукта химической реакции. При этом деформации, скорости и ускорения считаем малыми, а поток частиц равномерно распределённым вдоль обрабатываемой поверхности (поэтому можно ограничиться одномерной задачей). Подробный вывод уравнений представлен в [1], но в данной работе нет учета того, что внедряемый материал взаимодействует с подложкой. Система одномерных связанных уравнений имеет вид:

$$\rho \frac{\partial C}{\partial t} = -\frac{\partial J}{\partial x} - \Phi ; \quad (1)$$

$$\rho C_\sigma \frac{\partial T}{\partial t} + \alpha_T T \frac{\partial \sigma}{\partial t} = -\frac{\partial J_q}{\partial x} + Q\Phi ; \quad (2)$$

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x} ; \quad (3)$$

$$\rho \frac{\partial C_P}{\partial t} = \Phi , \quad (4)$$

где C, Cp – массовая концентрация внедряемого элемента и продукта реакции; ρ – плотность материала мишени; J, Jq – поток массы и тепла; σ – напряжения; T – температура; α_T – линейный коэффициент теплового расширения; C_σ – теплоемкость при постоянстве напряжений; u – перемещения; Q – тепловой эффект химической реакции; Φ – скорость превращения.

Компоненты тензоров деформаций связаны с компонентами тензора упругих напряжений, концентрациями и температурой соотношениями теории термоупругой диффузии, но дополняются физико-химическими изменениями. А в случае малых

перемещений и деформаций имеют место соотношения Коши. В соотношении для потока массы учтен перенос под действием напряжений, времена релаксации потоков тепла и массы.

Начальные и граничные условия для (1)-(4) имеют вид:

$$x = 0: \;\; J = m_0 \varphi(t); \;\; J_q = q_0 \varphi(t); \;\; \sigma = \sigma_0 \varphi(t).$$

$$x \to \infty: \; T = T_0, \;\; C = C_0, \; \sigma = 0. \tag{5}$$

$$t = 0: \;\; C = C_0, \; \sigma = 0, \; C_P = C_{p0}; \; T = T_0, \; \frac{\partial C}{\partial t} = 0, \; \frac{\partial \sigma}{\partial t} = 0.$$

Для удобства численного исследования осуществлен переход к безразмерным переменным. Задача была решена численно по неявной разностной схеме. В результате получены примеры распределения упругих волн, волн концентрации внедряемого компонента и тепловой волны с учетом их взаимодействия при обработке подложки двумя последовательными импульсами (см. рис. 1). При выбранном наборе параметров достаточно отчётливо выделяется влияние друг на друга волн температуры и напряжения. Максимуму температуры соответствует экстремум на упругой волне (серые квадраты). А черными кругами на волнах напряжений и температуры отмечено положение переднего фронта – для более поздних времен ему соответствует экстремум на волне концентрации примеси. Распределение концентрации примеси, как и тепловая волна, имеет волновой характер. После окончания действия импульсов (τ = 0.2) реакция продолжается, значит, тепловыделения в реакции и тепла еще достаточно на химическое взаимодействие.

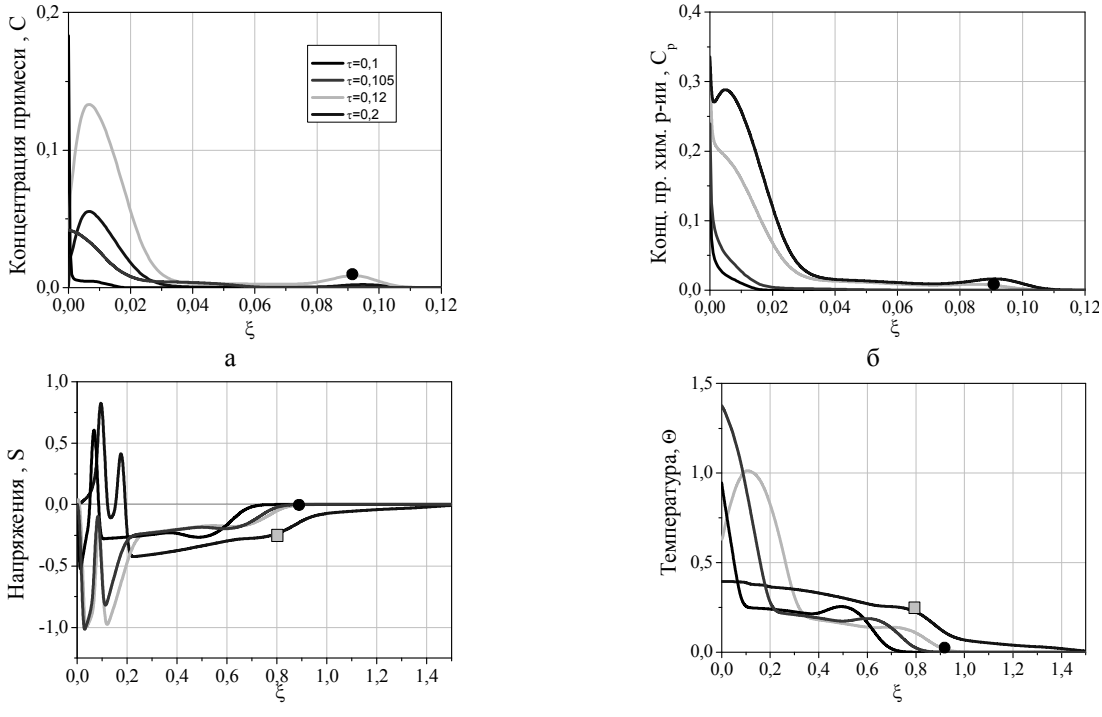


Рис. 1. Пример решения связанной задачи. Распределения концентрации внедренного материала (а); массовой доли продукта реакции (б); напряжений (в); температуры (г). Время действия импульса τ_{imp} = 0.04, два импульса с интервалом 0.04

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00064 Росатом.

1. Парфенова Е.С., Князева А.Г. Неизотермическая механодиффузионная модель начальной стадии процесса внедрения потока частиц в поверхность мишени // Вычислительная механика сплошных сред. 2019. Т. 12. №1. С. 36-47.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-370

МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В α-ТИТАНЕ

[1,2]Писарев М., [1,2]Емельянова Е.С., [1]Зиновьева О.С., [1]Романова В.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

В данной работе проведено численное моделирование деформационного поведения поликристаллического титана с учетом зеренной структуры, особенностей дислокационного скольжения в гексагональных металлах по призматическим, базисным и пирамидальным системам скольжения, а также деформационного упрочнения. Деформационное поведение поликристаллического титана описывается в рамках физической теории пластичности кристаллов, где поликристалл представляется как конгломерат монокристаллов с различными кристаллографическими ориентациями.

Для верификации разработанной модели была проведена серия расчетов одноосного растяжения 12 монокристаллов титана с различными ориентациями относительно оси нагружения. Оценки напряжений пластического течения, полученные в численных расчетах, сравнивались с аналитическими значениями, вычисленными согласно закону Шмида. Показано, что результаты во всех случаях сходятся с аналитическими оценками с погрешностью не более 0.5%, что говорит о корректности численной реализации.

Проведены оценки вкладов различных семейств скольжения в пластическую деформацию поликристаллического титана, особое внимание уделено вкладу пирамидальных систем скольжения. Показано, что в ходе нагружения превалирует сдвиг по призматическим системам, базисные системы включаются в деформационный процесс на более поздней стадии деформации, а сдвиг по пирамидальным системам наблюдается лишь в единичных областях материала. Вместе с тем, моделирование без учета пирамидальных систем скольжения приводит к существенно завышенному уровню локальных напряжений в единичных зернах, а также к завышенным макроскопическим напряжениям.

Определены размеры представительного объема для исследования эволюции мезоскопического деформационного рельефа и требования к разрешению расчетных сеток. Показано, что все рассмотренные модели могут адекватно воспроизводить деформационные явления на мезоуровне, но только в ограниченном диапазоне приложенной деформации. Как только масштаб локализации пластической деформации становится сравнимым с размером модели, она больше не может корректно описывать деформационное поведение.

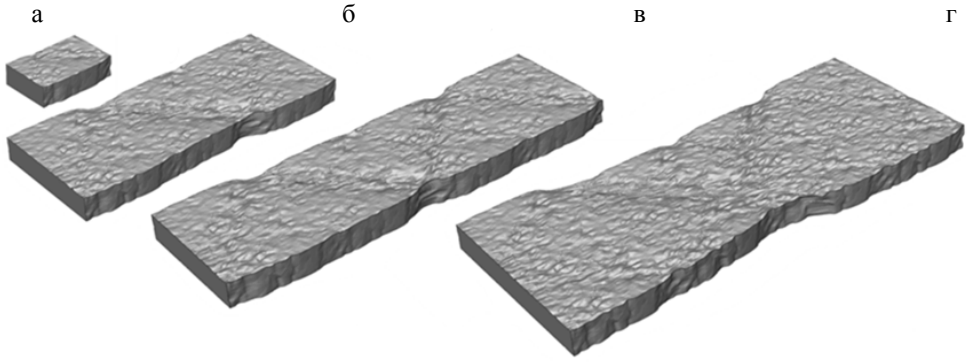


Рис. 1. Деформационный рельеф в модельных поликристаллах разных размеров при 26% (а), 33% (б), 36% (в) и 46% (г) деформации

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00600).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-371

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ ДОМЕННЫХ СТЕНОК НА ЭЛЕКТРОННУЮ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ТОПОЛОГИЧЕСКИХ ИЗОЛЯТОРОВ

[1]Русинов И.П., [1,2,3]Меньшов В.Н., [2,4,5]Чулков Е.В.

[1]Томский государственный университет, Томск

[2]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

[3]Национальный исследовательский центр Курчатовский институт, Москва

[4]Donostia International Physics Center, San Sebastián/Donostia

[5]Universidad del País Vasco UPV/EHU, San Sebastián/Donostia

Формирование магнитного порядка на поверхности топологических изоляторов (ТИ) может приводить к необычным явлениям, таким как квантовый аномальный эффект Холла, состояние аксионного изолятора, фермионы Майораны. Обычно при описании этих явлений используется предположение об однородно намагниченной поверхности. Однако, многие экспериментальные факты свидетельствуют о более сложной магнитной текстуре поверхности ТИ, что часто проявляется в формировании доменных стенок [1]. Присутствие магнитных неоднородностей такого вида может заметно модифицировать поверхностную электронную структуру вблизи уровня Ферми и повлиять на спектральные и кинетические свойства систем на основе ТИ [2].

Мы представляем результаты теоретического исследования электронных состояний, индуцированных магнитными доменными стенками на поверхности ТИ. Подробно описаны спектральные характеристики и пространственные распределения этих состояний для различных магнитных текстур: антифазные доменные стенки, неколлинеарные и многодоменные конфигурации. Показано, что спектр и спиновая поляризация состояний существенно зависят от направления магнитной анизотропии. Предсказано, что доменные стенки на поверхности планарных магнитных ТИ могут нести экзотические квазичастицы -- тяжелые киральные фермионы. В контексте полученных результатов мы обсуждаем экспериментальные данные и предсказываем новые эффекты.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ, проект № 18-12-00169.

1. P. M. Sass, J. Kim, D. Vanderbilt, J. Yan, and W. Wu, Phys. Rev. Lett. **125**, 037201 (2020).
2. A. M. Shikin, D. A. Estyunin, I. I. Klimovskikh, S. O. Filnov, E. F. Schwier, S. Kumar, K. Miyamoto, T. Okuda, A. Kimura, K. Kuroda, K. Yaji, S. Shin, Y. Takeda, Y. Saitoh, Z. S. Aliev, N. T. Mamedov, I. R. Amiraslanov, M. B. Babanly, M. M. Otrokov, S. V. Eremeev, and E. V. Chulkov, Scientific Reports **10**, 13226 (2020).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-372

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СУПЕРОКСИДНОГО ИОНА С АКТИВНЫМИ ЦЕНТРАМИ СОД И ЦИТОХРОМА С В НИЗКОРАЗМЕРНЫХ МЕМБРАНАХ КЛЕТОК

Рябых А.В., Попова Е.А., Маслова О.А., Безносюк С.А.
Алтайский государственный университет, Барнаул

Супероксид-ион (O_2^-) – это одна из активных форм кислорода, которая образуется в результате метаболизма в аэробных организмах. Этот радикал образуется при одноэлектронном восстановлении кислорода. При накоплении большого количества супероксида антиоксидантная система организма лишается способности контролировать и предупреждать его отрицательные воздействия на организм. Это ведет к возникновению различных заболеваний[1]. Поэтому изучение процесса дезактивации супероксид-иона является важной задачей квантовой химии применительно к мезомеханике клеток живых систем.

Защиту клеток организма от избыточного образования активных форм кислорода обеспечивают антиоксиданты и редокс-ферменты. В митохондриях клеток, где происходят основные этапы дыхательной цепи, наиболее вероятно образование большого количества суперокисдных ион-радикалов. При этом как минимум два редокс-фермента ответственны за дезактивацию этих радикалов. Это супероксиддисмутазы(СОД) и цитохром С [2,3]. В отличие от СОД, цитохром С катализирует несколько реакций, поэтому дезактивация O_2^- цитохромом С не преимущественна. Супероксиддисмутаза, которая содержит в активном центре ионы Cu^{2+}и Zn^{2+}, получила название СОД1. В цитохроме С в активном центре находится ион Fe^{3+}. Области влияния СОД1 и цитохрома С разделены: СОД1 инактивирует радикалы, которые образуются во внутренней части (матриксе) митохондрии, в то время как цитохром С преобразует радикалы в межмембранной среде митохондрии.Известны экспериментальные значения констант скорости дезактивации супероксидных ионов для СОД1 и цитохрома Cinvitro. Они составляют$1{,}75\cdot10^{9}$ $M^{-1}\cdot c^{-1}$ и $5{,}84\cdot10^{5}$ $M^{-1}\cdot c^{-1}$ при pH = 7,3 соответственно [4]. Это может указывать на то, что супероксиддисмутаза более эффективно нейтрализует радикалы, чем цитохром С. Имеются данные о том, что присутствие СОД ингибирует активность цитохрома.

Крайне интересно, на примере пары цитохром С и супероксиддисмутазы, проследить влияние диэлектрической характеристики среды на эффективность переноса электрона от супероксидного иона, т.е. его нейтрализации по реакциям:

$$O_2^- + SOD\text{-}Cu^{2+} = O_2^0 + SOD\text{-}Cu^{+}$$
$$O_2^- + Cyt\text{-}Fe^{3+} = O_2^0 + Cyt\text{-}Fe^{2+}$$

Расчет проведен с использованием программного пакета ORCA [5] и гибридного функционала B3LYP в базисном наборе 6-31+G(d) для O_2^-/O_2 и в базисном наборе 6-31G(d,p) для активных центов ферментов. Переменным параметром являлась диэлектрическая проницаемость среды: ε = 4 (белок) и ε = 80,4 (вода). Моделирование процессов растворения было проведено в рамках известной модели CPCM [6]. Были рассчитаны энергии реорганизации и энергии активации элементарного акта переноса электрона по методике [7]. По их значениям можно судить о влиянии диэлектрической среды на эффективность переноса электрона. В этом подходе среда характеризуется двумя константами поляризации: оптической диэлектрической проницаемостью n^2 и статической диэлектрической проницаемостью ε (см. таблица 1).

Таблица 1. Параметры диэлектрических сред в расчетах характеристик переноса электрона

Среда	Белок	Вода
ε	4	80,4
n^2	2,50	1,769

Результаты компьютерного моделирования переноса электрона в различных

континуальных диэлектрических средах представлены в таблицах 2 и 3.

Таблица 2. Основные характеристики переноса электрона от супероксидного иона на активный центр СОД

Параметр	Белок	Вода
Изменение потенциала реакции ΔG_0, эВ	-3,448	-1,695
Средняя полная энергия реорганизации λ_{tot}, эВ	1,850	4,842
Внутрисферная энергия реорганизации λ_{in}, эВ	0,820	0,884
Внешнесферная энергия реорганизации λ_{out}, эВ	1,030	3,958
Энергия активации $\Delta G^{\neq}$, эВ	0,345	0,427

Таблица 3. Основные характеристики переноса электрона от супероксидного иона на активный центр цитохрома С

Параметр	Белок	Вода
Изменение потенциала реакции ΔG_0, эВ	-4,340	-2,052
Средняя полная энергия реорганизации λ_{tot}, эВ	2,230	6,593
Внутрисферная энергия реорганизации λ_{in}, эВ	0,588	1,060
Внешнесферная энергия реорганизации λ_{out}, эВ	1,642	5,533
Энергия активации $\Delta G^{\neq}$, эВ	0,500	0,782

Из приведенных результатов видно, что для двух ферментов энергия активации переноса повышается при росте диэлектрической проницаемости среды. Для супероксиддисмутазы низкая энергия активации 33,2 кДж/моль для белковой среды и 41,1 кДж/моль для водной среды находится в соответствии с экспериментальным значением 26,9 кДж/моль [4], если принять за лимитирующую стадию перенос электрона. Для цитохрома С диапазон энергий активации составляет 48,2 кДж/моль – 75,3 кДж/моль. Это означает, что перенос электрона в случае цитохрома затруднен по сравнению с супероксиддисмутазой при любых значениях ε.

При увеличении диэлектрической проницаемости существенно возрастает значение средней энергии реорганизации, основной вклад которой составляет внешнесферная компонента. Это объясняется большой разницей статической ε и оптической n^2диэлектрических проницаемостей в случае водной среды.

Во всех случаях установлено, что меньшее значение диэлектрической проницаемости способствует переносу электрона.

1. Barja G. Mitochondrial oxygen radical generation and leak: sites of production in states 4 and 3, organ specificity, and relation to aging and longevity // J. Bioenergetics and Biomembranes.1999. V. 31. P. 347–366.
2. Szilagyi I., Labadi I., Hernadi K., et al. Superoxide dismutase activity of a Cu-Zn complex-bare and immobilised // New Journal of Chemistry. 2005. V. 29. P. 740-745.
3. Владимиров Ю.А., Проскурнина Е.В., Алексеев А.В. Молекулярные механизмы апоптоза. Структуракомплексацитохрома С с кардиолипином // Биохимия. Т. 78. 2013. С. 1391 – 1404.
4. Takahashi M., Asada K. A Flash-Point Method for Determination of Reactivity of Superoxide: Application to Superoxide Dismutase Assay // J. Biochem. 1982. Vol. 91. P. 889–896.
5. ORCA, An Ab Initio, DFT and Semiempirical electronic structure package. Version 4.2.0. Department of theory and spectroscopy. Directorship: Frank Neese. Max Planck Institute fuerKohlenforschung, Kaiser Wilhelm Platz 1, D-45470 Muelheim/Ruhr, Germany. 2019. URL: www.orcaforum.kofo.mpg.de.
6. Cossi M., Rega N., Scalmani G., et al. Energies, structures, and electronic properties of molecules in solution with the CPCM solvation model // Chem. Phys. 2003. V. 24. № 6. P. 669–681.
7. Vaissier V., Barnes P., Kirkpatrick J., et al. Influence of polar medium on the reorganization energy of charge transfer between dyes in a dye sensitized film // Phys. Chem. Chem. Phys. 2013. V. 15. P. 4804–4814.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-373

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ГПУ СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Скрипняк В.В., Иохим К.В.,Скрипняк В.А.
Томский государственный университет, Томск

К изомеханической группе сплавов с гексагональной плотноупакованной решеткой (ГПУ) относятся важные в прикладном отношении конструкционные сплавы на основе Ti, Zr, Hf; Be, Mg, Co, Zn, Cd [1]. ГПУ сплавы принято разделять на три подгруппы, в зависимости от соотношения параметров кристаллической решетки (c/a). Сплавы и металлы, относящиеся к определенной изомеханической подгруппе, обладают подобием механического поведения.

Обобщение данных о закономерностях деформации и разрушения альфа титановых сплавов в широком диапазоне скоростей деформации предлагается использовать для создания модели механического поведения сплавов на основе Ti, Zr, Hf; Be и др., для которых, c/a<1,633.

Цель данной работы состояла в создании модели, описывающей процессы деформирования, повреждения и вязкого разрушения подгруппы ГПУ сплавов при динамических воздействиях для подгруппы, к которым относятся альфа титановые сплавы.

На основе обобщения полученных экспериментальных данных предложен вариант модели, позволяющий адекватно описать закономерности пластической деформации при растяжении, формирование зон локализации пластических сдвигов и развитие повреждений и разрушения в диапазоне изменения скоростей деформации от 10^{-3} до 10^{3} $с^{-1}$ и значениях параметра трехосности напряженного состояния от 0,33 до 0,6.

С использованием модели выполнено 3D численное моделирование растяжения образцов титановых сплавов. Полученные результаты хорошо согласуются с данными экспериментальных исследований, выполненных на сервогидравлическом испытательном стенде Instron VHS 40/50-20. Эволюция полей деформации в рабочей части плоских образцов была исследована методом корреляции цифровых изображений (DIC). Высокоскоростная съемка процесса деформации образцов была выполнена с помощью камеры Phantom 711V Camera [2,3].

Результаты анализа механического поведения альфа титановых сплавов при растяжении со скоростью деформации от 0,1 до 10^{3} $с^{-1}$, показали, что характер разрушения при температуре, близкой к 295 К, является вязким. Обнаружено, что предельные деформации до разрушения с ростом параметра трехосности напряженного состояния в диапазоне $0.33<\eta<0.5$ уменьшается в 4 раза, а при увеличении скорости деформации с 100 до 10^{3} $с^{-1}$ уменьшаются на ~30 %.

Результаты численного моделирования показали, что на закономерности формирования полос локализации пластической деформации существенное влияние оказывает сложное напряженное состояние, оцениваемое параметром η. Образования полос адиабатического сдвига при растяжении альфа титановых сплавов не наблюдается при скоростях деформации до 10^{3} $с^{-1}$ в диапазоне изменения параметра трехосности напряженного состояния от 0,33 до 0,5.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант №20-79-00102).

1. Frost H.J.; Ashby M.F. Deformation-mechanism maps: The plasticity and creep of metals and ceramics. – Oxford, UK: Pergamon Press, 1982. − 166 p.
2. Skripnyak V.V., Kozulyn A.A., Skripnyak V.A. The influence of stress triaxiality on ductility of α titanium alloy in a wide range of strain rates // Mater. Phys. Mech. −2019. −Vol.42. −P.415–422.
3. Skripnyak V.V., Skripnyak E.G., Skripnyak V.A. Fracture of titanium alloys at high strain rates and under stress triaxiality // Metals. 2020. – Vol. 10, № 3. –P.305.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-374

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕНИЯ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОЙ НАПЛАВКИ

Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Григорьев А.С., Шилько Е.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Условия эксплуатации ответственных трибоузлов современных машин требуют разработки новых антифрикционных материалов, обладающих качественно новыми функциональными свойствами. Перспективным подходом при решении этой задачи может быть использование структурной приспосабливаемости «умных» полиметаллических градиентных материалов, созданных с помощью аддитивных технологий. Важным этапом в разработке новых материалов является компьютерное моделирование.

Целью данной работы является выявление условий для реализации эффекта структурной приспосабливаемости градиентных полиметаллических материалов на основе алюминиевой бронзы в условиях трения скольжения на основе компьютерного моделирования. Известно, что при определённом составе легирующих добавок алюминиевая бронза способна к мартенситным фазовым превращениям. Возможности аддитивных технологий позволяют создавать полиметаллические образцы с неоднородным распределением состава по глубине. Поэтому в данной работе численно изучены особенности термомеханического поведения образцов на основе алюминиевой бронзы различного состава в условиях трения скольжения. При этом предполагается возможность реализации в них мартенситных фазовых превращений.

Моделирование выполнено на основе метода подвижных клеточных автоматов, который является оригинальной реализацией концепции частиц конечного размера и успешно применяется для моделирования механического поведения материалов на металлической и керамической основах в условиях трения на различных масштабах [1–3]. Ранее для моделирования алюминиевой бронзы был предложен новый критерий разрушения, основанный на удельной работе упруго-пластической деформации в зоне взаимодействия (контакта) подвижных клеточных автоматов [3]. Расчёты в двумерной постановке показали, что использование такого критерия позволяет существенно расширить возможности метода по описанию различных механизмов формирования частиц износа в области трения металлических материалов. При этом важным параметром является степень стеснённости напряжённого состояния материала. Результаты трёхмерных расчётов, в которых реализуются более реалистичные условия стеснения, показали перспективность предложенных моделей.

Учёт мартенситных превращений в выполненных расчётах реализован на основе дилатансионной модели пластичности. Результаты численного исследования показали возможность кратного уменьшения коэффициента трения для образцов, способных к мартенситным превращениям.

Исследование выполнено за счёт гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00743).

1. Dmitriev A. I., Smolin A. Yu., Psakhie S. G., et al. Computer modeling of local tribological contacts by the example of the automotive brake friction pair // Physical Mesomechanics. 2008. V. 11(1-2). P. 73–84.
2. Smolin A.Yu., Shilko E.V., Astafurov S.V., et al. Understanding the mechanisms of friction stir welding based on computer simulation using particles // Defence Technology. 2018. V. 14. P. 643–656.
3. Shilko E.V., Grigoriev A.S., Smolin A.Yu. A discrete element formalism for modelling wear particle formation in contact between sliding metals // Facta Universitatis Series: Mechanical Engineering. 2021. V. 19. P. 7–22.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-375

ТРЁХМЕРНАЯ ЧИСЛЕННАЯ МАКРОМОДЕЛЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ БЕДРЕННОГО И КОЛЕННОГО СУСТАВОВ РЕАЛЬНОЙ ГЕОМЕТРИИ ПРИ АКУСТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

[1]Смолин А.Ю., [1]Еремина Г.М., [2]Смирнова У.В.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Дегенеративные заболевания, травмы, а также переломы опорно-двигательного аппарата существенно влияют на качество жизни человека. Наиболее распространёнными заболеваниями в возрасте старше 45 лет являются остеоартрит и остеопороз, которые провоцируют повышение пористости, снижение прочности, изменение геометрической формы коленных, тазобедренных и других более мелких суставов [1]. Данные заболевания способствуют образованию макродефектов (трещин) крупных элементов опорно-двигательного аппарата человека, таких как тазобедренный и коленный суставы. При лечении остеоартритных и других дегенеративных заболеваний применяется эндопротезирование. При эндопротезировании суставов (как полном, так и поверхностном) одной из главных проблем считается асептическое расшатывание и, как следствие, перелом кости в области локализации резорбции костной ткани. Было установлено, что механические стимулы способны вызывать дифференцировку и регенерацию костной и хрящевой тканей [2]. Механическую стимуляцию регенерации костных тканей проводят путем физических упражнений [3], внешнего низкоэнергетического воздействия посредством ударно-волновой терапии (УВТ) [4] и ультразвуковой терапии (УЗТ) [5]. При этом важно отметить, что особенности физиологического состояния пациента (возраст, болезни, травмы) требуют индивидуального подбора параметров низкоэнергетического акустического (механического) воздействия. Несмотря на имеющиеся результаты, локальные механические изменения в тканях вследствие акустической (механической) нагрузки различной интенсивности остаются недостаточно понятыми из-за ограничений экспериментальных исследований. Использование вычислительных (in-silico) методов может существенно помочь в выяснении механических основ регенерации костной и хрящевой ткани в условиях низкоэнергетического воздействия.

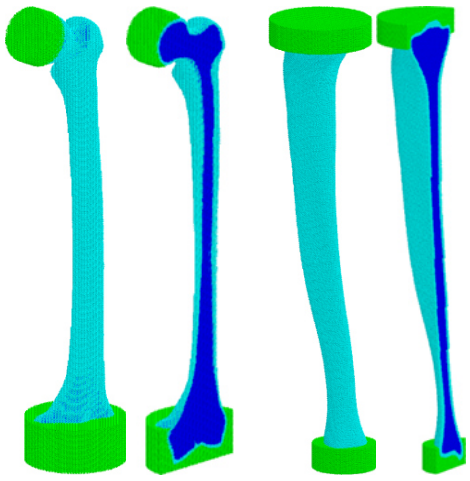
Целью данной работы является разработка новой трёхмерной численной модели бедренной и большеберцовой костей человека, а также их сутсваов, и её изучение для определения возможности описания механического поведения данных костей при акустическом воздействии различной интенсивности.

Для описания механического поведения биологической ткани с учётом биологической жидкости применялась модель поро-упруго-хрупкой среды, реализованной в методе подвижных (ПКА) и гибридных клеточных автоматов (ГКА) [6]. Была построена численная модель бедренной (рис. 1 а) и большеберцовой (рис. 1 б) костей с реальными геометрическими параметрами и хрящевым слоем в области суставных соединений. В качестве трубчатых костей использовались стандартные твердотельные CAD-модели. На основе твердотельных моделей рассмотренных костей были построены сеточные модели в формате «ast» (ASCI STL), которые затем импортировались в МСА-препроцессор. Суставное соединение имитировалось с помощью твердотельной модели кости и цилиндрического элемента со свойствами хрящевой ткани.

Представлены результаты численного исследования механического поведения бедренного и коленного сустава реальной геометрии при акустическом воздействии.

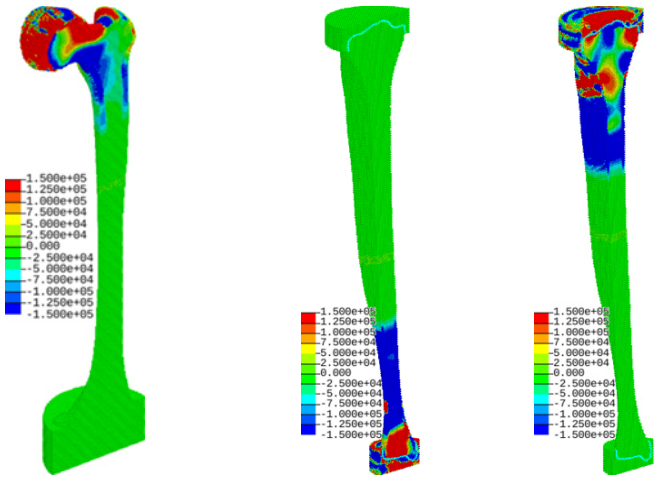
При моделировании акустического низко- и высокоинтенсивного воздействия (как в пределах рекомендуемых для регенерации костной ткани значений, так и выше) модельных образцов реальной геометрии было показано, что механические стимулы достигают необходимого для остеогенеза уровня [7] только в области вблизи приложения нагрузки (рис. 2). Паттерн распределение гидростатического давления не меняется с увеличением

плотности потока энергии. С увеличением интенсивности воздействия увеличиваются значений выходных параметров, однако сам паттерн при этом остаётся прежним. В соответствии с этим можно сделать вывод, что подбор параметров акустического воздействия должен осуществляться с учётом области приложения нагрузки и геометрии элементов опорно-двигательного аппарата человека.



а б

Рис. 1. Трёхмерная модель бедренной кости (а) и большеберцовой кости (б)



а б в

Рис. 2. Распределение гидростатического давления (Па) при приложении ударно-волнового нагружения малой интенсивности (0,08мДж) к тазобедренному (а), голеностопному (б) и коленному (в) суставам

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00818.

1. Kruger M.J., Nell T.A. Bone mineral density in people living with HIV: a narrative review of the literature // AIDS Research and Therapy. 2017. № 14. P. 35.
2. Rosa N., Simoes R.,. Magalhães F.D, Torres Marques A. From mechanical stimulus to bone formation: A review. // Medical Engineering & Physics. 2015. № 37 (8). pp.719-728.
3. Apostu D., Lucaciu O., Berce C., Lucaciu D., Cosma, D. Current methods of preventing aseptic loosening and improving osseointegration of titanium implants in cementless total hip arthroplasty: a review // Journal of International Medical Research. 2017. № 46 (6). pp. 2104–2119.
4. Chen, X., & Li, X. (2013). Extracorporeal shock wave therapy could be a potential adjuvant treatment for orthopaedic implant-associated infections // Journal of Medical Hypotheses and Ideas. 2013. № 7(2). pp. 54–58.
5. Zhou H, Hou Y, Zhu Z, Xiao W, Xu Q, Li L, et al. Effects of low-intensity pulsed ultrasound on implant osseointegration in ovariectomized rats // Journal of Ultrasound in Medicine. 2016. № 35. pp. 747–54.
6. Shilko E.V., Dimaki A.V., Smolin A. Yu., Psakhie S.G.. The determining influence of the competition between pore volume change and fluid filtration on the strength of permeable brittle solids // Procedia Structural Integrity. 2018. № 13. pp. 1508–1513.
7. Wang M., Yang N., Wang X. A review of computational models of bone fracture healing // Medical & Biological Engineering & Computing. 2017. № 55(11). pp. 1895-1914.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-376

ВЛИЯНИЕ КРИТЕРИЕВ РАЗРЫВА И ОБРАЗОВАНИЯ СВЯЗЕЙ МЕЖДУ ЧАСТИЦАМИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СЛОЯ ТРЕНИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕТОДОМ ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Шилько Е.В.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Метод подвижных клеточных автоматов (ПКА) успешно применяется для моделирования деформационного поведения материалов в условиях интенсивных механических воздействий уже на протяжении более 20 лет [1, 2]. Этот метод основан на дальнейшем развитии подходов дискретных элементов и клеточных автоматов. Основное его отличие от метода дискретных элементов состоит в использовании многочастичного взаимодействия элементов, что обеспечивает возможность адекватно описывать механическое поведение не только гранулированных, но и консолидированных материалов. Применение идеологии клеточных автоматов к паре элементов позволяет описывать процессы разрушения и микросварки (залечивания пор) как переключения пар элементов между двумя состояниями: связанная и несвязанная пары. Очевидно, что динамика поведения подвижных клеточных автоматов существенным образом определяется правилами их переключения, а следовательно критериями, определяющими эти переключения.

Одним из важных применений метода ПКА являются процессы трения между различными материалами. В большинстве опубликованных результатов, полученных методом ПКА, область трения металлических материалов представляет собой так называемый квазижидкий слой, т. е. зону перемешивания частиц, оторванных от основного материала и образующих динамическую систему, где межчастичные связи постоянно переключаются между двумя основными состояниями. При этом для разрыва связей используются критерии, основанные на предельном значении интенсивности напряжений, а для образования новых связей – на предельном значении удельной работы пластических деформаций.

Целью данной работы является выявление влияния критериев разрыва и образования связей между элементами на особенности формирования структуры слоя трения в металлических материалах. С этой целью был реализован новый критерий разрушения, основанный на удельной работе упруго-пластической деформации в зоне взаимодействия (контакта) подвижных клеточных автоматов [3]. Тестовые расчёты в двумерной постановке показали, что использование такого критерия позволяет существенно расширить возможности метода по описанию структурообразования в области трения металлических материалов. Так становится возможным получать «частицы износа» в виде вращающихся образований, а также их заклинивание. При этом важным параметром является степень стеснённости напряжённого состояния материала.

С целью дальнейшего изучения возможностей новых критериев переключения пар подвижных клеточных автоматов рассмотрены результаты трёхмерных расчётов, в которых реализуются более сложные и реалистичные условия стеснения, по сравнению с двумерными приближениями плоской деформации и плоского напряжённого состояния.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0006.

1. Shilko E.V., Psakhie S.G., Schmauder S., et al. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure // Computational Materials Science. 2015. V. 102 P. 267–285.
2. Smolin A.Yu., Shilko E.V., Astafurov S.V., et al. Understanding the mechanisms of friction stir welding based on computer simulation using particles // Defence Technology. 2018. V. 14. P. 643–656.
3. Shilko E.V., Grigoriev A.S., Smolin A.Yu. A discrete element formalism for modelling wear particle formation in contact between sliding metals // Facta Universitatis Series: Mechanical Engineering. 2021. V. 19. P. 7–22.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-377

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПРИ ВЫГЛАЖИВАНИИ НАКЛОННЫМ ЦИЛИНДРИЧЕСКИМ ИНСТРУМЕНТОМ

[1]Смолин И.Ю., [2]Казакбаева А.А.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

Выглаживание является одним из методов отделочно-упрочняющей обработки деталей за счет поверхностного пластического деформирования. Его производят на современных металлообрабатывающих центрах, при этом обрабатывающий инструмент внедряется в обрабатываемую деталь, которая вращается. Традиционно индентор обрабатывающего инструмента изготавливается из алмаза и имеет полусферическую форму, но в последние годы предлагаются и другие сверхтвердые материалы, например кубический нитрид бора и разные формы индентора [1,2].

Цель настоящего исследования состояла в изучении влияния силы выглаживания и угла наклона цилиндрического индентора на напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя стали ШХ15 при выглаживании.

Уровень напряжений и деформаций при моделировании существенно зависит от выбора определяющего соотношения и параметров выбранной модели. Обзор литературных данных свидетельствует о том, что наиболее часто при моделировании механической обработки металлических материалов используется модель Джонсона – Кука. Эта модель позволяет учесть не только деформационное упрочнение, но и зависимость от скорости деформации и тепловое разупрочнение при росте температуры. Значения параметров модели были выбраны исходя из данных в литературы для сталей, схожих с ШХ15.

В данной работе задача решалась как нестационарная в адиабатическом приближении методом конечных элементов в двумерной постановке плоского деформированного состояния [3].

В результате проведенного исследования установлено влияние угла наклона индентора и силы выглаживания на максимальные значения контактного давления, накопленной пластической деформации, скорости деформации и температуры в очаге деформации. Показано, что с увеличением угла наклона обрабатывающего инструмента контактное давление увеличивается незначительно, что обусловлено уменьшением длины пятна контакта. Контактное давление максимально при углах наклона индентора в диапазоне 2,1–2,3 градуса при варьировании силы выглаживания от 100 Н до 250 Н. Накопленная пластическая деформация, также как и температура, в очаге деформации минимальна при наклоне индентора в диапазоне углов 1,3–1,6 градуса в зависимости от значения силы выглаживания. Зависимость максимальной скорости деформации в очаге деформации от угла наклона цилиндрического индентора асимптотически уменьшаются с увеличением угла наклона индентора. При увеличении силы выглаживания значение скорости деформации повышается.

Увеличение силы выглаживания приводит к незначительному росту контактного давления, что объясняется тем, что длина пятна контакта при этом увеличивается более заметно. Показано, что давление линейно пропорционально увеличивается с ростом силы выглаживания. При увеличении угла наклона цилиндрического индентора давление в большинстве случаев повышается. Рост интенсивности пластических деформаций, а также температуры с увеличением силы выглаживания хорошо аппроксимируется линейной зависимостью для всех значений угла наклона индентора, кроме угла 0,5°, для которого зависимость является квадратичной. Скорости деформации в очаге деформации линейно увеличиваются с ростом силы выглаживания.

Установлена зависимость величины валика оттесненного металла от угла наклона цилиндрического индентора и силы выглаживания. Рост высоты валика с увеличением угла

наклона цилиндрического индентора и силы выглаживания, подчиняется слабо нелинейной нарастающей зависимости.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

1. Кузнецов В.П., Горгоц В.Г., Скоробогатов А.С. Финишная технология наноструктурирующего выглаживания поверхностных слоев при обработке деталей машиностроения на многоцелевых станках // Нанотехника. 2014. № 2(38). – С. 86–89.
2. Кузнецов В.П., Скоробогатов А.С., Червач Ю.Б., Горгоц В.Г. Исследование влияния контактного трения на микроструктуру и микротвердость стали ШХ15 при наноструктурирующем выглаживании клиновым скользящим инструментом // Современные проблемы машиностроения: сборник научных трудов XII Международной научно-технической конференции, г. Томск, 28 октября – 1 ноября 2019 г. Томск: Изд-во ТПУ, 2019. С. 154–156.
3. Dmitriev A.I., Kuznetsov V.P., Nikonov A.Yu., Smolin I.Yu., Psakhie S.G. Modeling of nanostructuring burnishing on different scales // Physical Mesomechanics. 2014. Vol. 17, Iss. 4. P. 243–249.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-378

ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ ВОЛН В АУКСЕТИКАХ

[1]Туч Е.В., [1,2]Кривошеина М.Н.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск

В связи с необходимостью введения в эксплуатацию изделий из материалов, удовлетворяющих повышенным требованиям к жаропрочности и жаростойкости для авиакосмической промышленности, повышается количество исследований механических свойств монокристаллических материалов. Монокристаллы отличаются от поликристаллов высокими характеристиками прочности. Большинство монокристаллов с кубической симметрией свойств при их нагружениях в некоторых направлениях характеризуются ауксетичностью, вследствие наличия в этих направлениях отрицательного значения коэффициента Пуассона. Сплавы-ауксетики существуют и с другой симметрией упругих свойств, при этом они обладают в некоторых плоскостях величиной коэффициента Пуассона более 0.5, что невозможно для изотропных материалов. Расчеты численными методами процессов деформации материалов-ауксетиков в трехмерной постановке задачи позволяют учесть несферическую геометрию указательных поверхностей модулей Юнга, сдвига и коэффициента Пуассона и выявить критически важные особенности деформирования таких материалов. Исследование упругих постоянных сплавов-ауксетиков с помощью определения скоростей распространения упругих продольных и поперечных волн имеет некоторые особенности, связанные с зависимостями скоростей распространения волн от направления.

В работе показаны особенности распространения упругих продольных волн в цилиндрах из монокристаллических материалов при ударном нагружении о жесткую стенку при различной ориентации осей симметрии монокристалла относительно оси симметрии цилиндра. Численное моделирование процесса упругого деформирования тела цилиндрической формы позволяет реализовать различную ориентировку расчетных осей координат относительно главных кристаллографических осей монокристалла. Методом конечных элементов в трехмерной постановке моделируется ударное нагружение тел цилиндрической формы с одинаковой высотой для случаев различной ориентации осей симметрии монокристалла относительно оси симметрии цилиндра. Ударное нагружение цилиндров о жесткую стенку моделируется с одинаковой начальной скоростью, обеспечивающей упругое деформирование цилиндров. Материалы цилиндров – монокристалл цинка, характеризующийся ауксетичностью. Параметрические исследования влияния различных величин диаметров цилиндров на скорости распространения продольных волн вдоль оси симметрии цилиндра показывают, влияние границ на формирование волновой картины деформирования цилиндров.

Для численного моделирования монокристаллического цинка в условиях динамических нагружений используется система уравнений, включающая в себя уравнение неразрывности, уравнения движения сплошной среды [1]. Показано, что значительные отличия скоростей распространения продольных волн во взаимно перпендикулярных направлениях в ауксетичных материалах приводит к необходимости изменения относительных размеров образцов, используемых для исследования упругих постоянных на примере монокристалла цинка.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.

1. Седов Л.И. // Механика сплошных сред. М.: Наука. - 1976. - Т. 2. - 574 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-379

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ИЗГИБА СЕГМЕНТА ШЕЙНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА НА ЕГО НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ

Чайковская Т.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Томский государственный университет, Томск

Отсутствие информации об изменении напряженно-деформированного состояния позвоночника при деградации его структурных составляющих приводит к невозможности адекватной коррекции и восстановления его деградирующих элементов посредством имплантатов. Адекватный подбор имплантатов имеет очень важное значение, поскольку выбор механически несовместимого с организмом имплантата может привести к ухудшению состояния костной ткани и всего позвоночника в целом.

Использование методов компьютерного моделирования создает предпосылки для более глубокого понимания закономерностей функционирования человеческого организма в норме и при патологиях, способствующего разработке рекомендаций по созданию и подбору индивидуальных механически совместимых имплантатов, замещающих отдельный орган или его часть и эффективных методов коррекции системы в целом.

В работе представлены результаты расчетов напряженно-деформированного состояния сегмента С3- С4 шейного отдела позвоночника при изменении степени его изгиба. Величина изгиба сегмента варьируется за счет изменения отношения высот спереди и сзади межпозвоночного диска. Степень изгиба сегмента различна для разных индивидуумов и может изменяться со временем в результате дегенеративных изменений межпозвоночного диска. Расчеты проводились в программном комплексе ANSYS с использованием метода конечных элементов.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-380

КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ИНИЦИИРОВАНИЯ ХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В ПЛЕНКЕ НА ИНЕРТНОЙ ПОДЛОЖКЕ ЛАЗЕРНЫМ ИМПУЛЬСОМ

Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Поглощение лазерного излучения в непрозрачном материале происходит вблизи поверхности и может сопровождаться изменением кристаллической структуры или морфологи поверхностного слоя. Локальный нагрев прозрачных материалов излучением лазера можно осуществить путем введением специальных поглощающих центров. Тепло, образующееся при воздействии излучения на энергетические материалы и смеси веществ, может инициировать химическую реакцию, которая может приводить к появлению поглощающих центров и изменять коэффициент отражения и показатель поглощения. Подобный эффект был обнаружен при поджигании лазером полимерных и органических материалов [1,2] и может быть важным в процессах создания поверхностных структур, термообработки и 3D печати с использованием лазеров.

В настоящей работе предложена модель взаимодействия лазерного излучения с частично разлагающейся пленкой, расположенной на инертной подложке. Теплофизические свойства материалов различны. Модель включает уравнения теплопроводности и кинетики. Учитывается возможность изменения оптических свойств пленки вследствие химической реакции, а также особенности поглощения и отражения излучения от границ слоев. Возможные химические превращения описываются суммарной реакционной схемой. Скорость реакции зависит степенным образом от концентрации реагентов, а от температуры в соответствии с законом Аррениуса. Для детального численного исследования модель представлена в безразмерных переменных, выбранных из сопоставления пространственных и временных масштабов, характеризующих модель. Это позволило уменьшить число варьируемых параметров и получить наиболее общие результаты.

Расчеты показывают, что, если, тепловыделение в реакции мало, увеличение теплопроводности подложки приводит к снижению скорости роста температуры в области воздействия. При существенном выделении тепла в ходе реакции в некоторый момент времени реакция ускоряется, что приводит к дополнительному тепловыделению. Результат зависит от времени действия импульса, плотности мощности лазерного излучения, толщин пленки и подложки, а также от соотношения их теплофизических свойств. Обнаружено, что существует критическое время действия импульса, которое разделяет разные режимы развития процесса: ускорение реакции с полным превращение в зоне воздействия или частичное превращение и прекращение реакции после прекращения действия импульса. Показано (для разных соотношений толщин пленки и подложки), что чем больше отношения тепловыделения в объеме в результате химической реакции к максимальному тепловыделению при внешнем воздействии, тем меньшее время действия импульса требуется для инициирования реакции. Критические условия инициирования также могут быть определены по величине эффективного радиуса лазерного луча, определяющего вместе с теплопроводностью размер пятна нагрева и зоны реакции. Выявлено, что влияние изменения оптических свойств на критическое значение импульса тем существеннее, чем больше отношение показателей поглощения подложки и пленки и меньше оптическая толщина пленки.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2019-0035.

1. Дик И.Г., Князева А.Г. Зажигание лучистой энергией тонкой пленки с меняющимися в ходе реакции оптическими свойствами // Физ. Гор. и взр., 1990, Т. 26, № 3. – С.3-9.
2. Дик И.Г., Князева А.Г. Поджигание тонкой пленки пучком лучистой энергии // Физ. Гор. и взр., 1991, Т. 27, № 6. – С.3-10.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-381

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ КОРОТКИМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г.
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

В зависимости от длительности воздействия лазерного излучения (ЛИ) на материал наблюдаются: нагрев, плавление, абляция, деформация, химические превращения. При кратковременных воздействиях следует иметь в виду волновой характер переноса тепла и массы. Роль перекрестных эффектов вследствие высоких градиентов температуры и концентрации изменяется на разных стадиях воздействия.

Моделированию процессов тепло- и массопереноса в таких условиях посвящено множество работ [1,2]. В литературе встречаются гиперболические модели тепло-и массопереноса, двухтемпературные модели теплопереноса для условий воздействии фемтосекундных лазерных импульсов, модели, построенные в рамках обобщенной теории термоупругости. Имеются и иные подходы к моделированию взаимодействия лазерного излучения с веществом, использующие методы молекулярной динамики, чисто теплофизические и гидродинамические модели. Ряд моделей учитывает, в каких условиях могут быть инициированы фотохимические и твердотельные реакции, когда важны десорбция с поверхности газов, возникновение эффекта Зеебека. Тем не менее, ряд нелинейных эффектов остаются неизученными и не представленными этих моделях.

В настоящей работе предложена нелинейная модель инициирования химической реакции в тонкой пленке лазерным излучением с учетом перекрестных эффектов – эффектов Соре и Дюфора. В общем случае модель включает гиперболические уравнения переноса тепла и массы и уравнение химической кинетики. Предполагается, что тонкая пленка характеризуется заданными оптическими и теплофизическими свойствами. Возможные химические превращения описываются суммарной реакционной схемой. Скорость реакции зависит от концентрации реагентов и от температуры. Модель представлена в безразмерных переменных для уменьшения числа параметров и получения наиболее общих результатов. В зависимости от соотношения масштабов в модели удается выделить частные варианты, которые представляют самостоятельный интерес.

Например, при достаточно малых временах явлениями переноса вообще можно пренебречь. В этом случае задача сводится в системе обыкновенных дифференциальных уравнений. Реакция активируется только в области воздействия. В некоторых предельных вариантах имеются точные аналитические решения. Выявлены наиболее важные параметры, влияющие на величину зоны прогрева. Это время релаксации потока тепла, показатель поглощения и коэффициент отражения, а также параметр, характеризующий отношение тепла, поступившего от внешнего воздействия, и тепловыделения вследствие химической реакции. В этлом случае размер зоны прогрева зависит исключительно от характера распределения поглощенной энергии в радиусе пучка. Выявлено, что вид кинетической функции существенно влияет на динамику накопления продукта.

Другой предельный вариант задачи это однородный нагрев поверхности. В этом случае задача становится одномерной. Для малых времен важен гиперболический характер явлений теплопроводности и диффузии. При длительных временах вторыми производными по времени в уравнениях можно пренебречь, однако перекрестные эффекты остаются.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00064.

1. Жмакин А.И. Теплопроводность за пределами закона Фурье // Журнал технической физики. 2021. Т. 91, Вып. 1. С. 5-25.
2. Соболев С. Л. Локально-неравновесные модели процессов переноса // Успехи физических наук. 1997. Т. 167, № 10. С. 1095–1106.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-382

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОДЕЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ СУСТАВА ЭЛЕМЕНТАРНОЙ ФОРМЫ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

[1]Чирков А.О., [2]Еремина Г.М., [2]Смолин А.Ю., [2]Еремин М.О.
[1]Томский государственный университет, Томск
[2]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

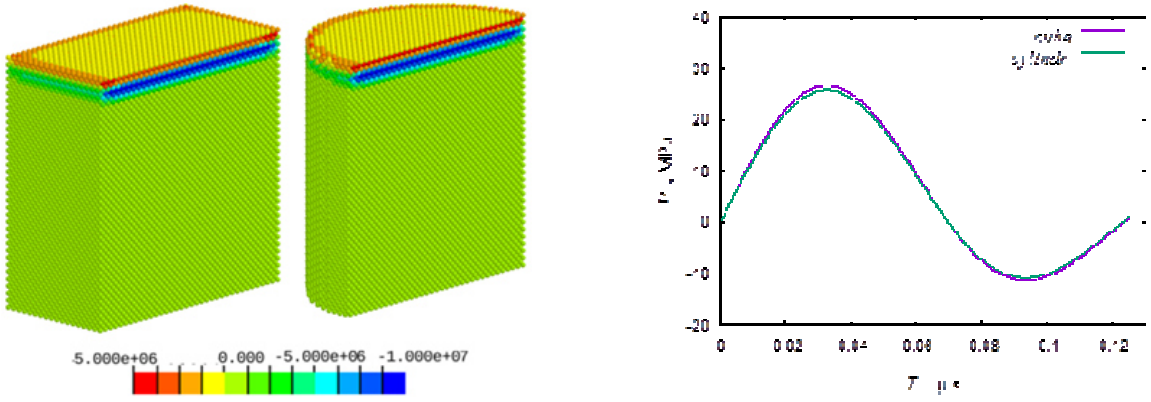
Ударно-волновая терапия стала применятся для лечения несращиваемых переломов и ускорения процессов заживления переломов с конца 20 века [1]. Главной характеристикой ударно-волнового процесса в биомедициннских целях является плотность потока энергии (EFD- energy fleux density). Нагружение задается через металлические и керамические пластины (апликаторы) различной формы с определённым уровнем плотности потока энергии, который рассчитывается по параметрам пластин. В настоящее время ведутся активные исследования по определению оптимальных параметров нагружения способствующих регенерации костных и хрящевых тканей. По данным [2] низкоэнергетической считается нагрузка до EFD = 0.08 мДж/мм^2, среднеэнергетической до 0.2 мДж/мм^2, и высокоэнергетической применяемой для регенерации биологических тканей до 0.9 мДж/мм^2. Большинство авторов приводят практически одинаковое диапазоны напряженно-деформируемого состояния способствующего регенеративным процессам в костных и хрящевых тканях [3]. Так гидростатическое давление амплитудой до 0.15 МПа и уровнем деформации до 5% способствует формированию мембранозного окостенения. А при значении сжимающих напряжений выше 0.15МПа и значениями деформации до 15% происходит процесс эндохондриального окостенения. При растягивающих напряжениях выше 0.15МПа и деформацией до 15% происходят процессы формирования фиброзной ткани. В работе [4] было показано, что поровое давление флюида в пределах от 20кПа до 2МПа (68 кПа –наиболее благоприятное значения) считается оптимальным для развития отстеобластов отвечающих за дифференцировку костного матрикса.

Особенности физиологического состояния (возраст, болезни, травмы) пациента требует индивидуального подбора параметров низкоэнергетического акустического (механического) воздействия. Несмотря на имеющиеся результаты, локальные механические изменения в тканях вследствие акустической (механической) нагрузки различной интенсивности остаются недостаточно понятыми из-за ограничений экспериментальных исследований. Использование вычислительных (in-silico) методов может существенно помочь в выяснении механических основ регенерации костной и хрящевой ткани в условиях низкоэнергетического воздействия.

Целью работы было исследование механического поведения модельных образцов элементарной геометрической формы с различными структурными свойствами костных тканей при ударно-волновом воздействии различной интенсивности.

Для исследования высоко- и низкоэнергетического акустического воздействия на биологические ткани были рассмотрены следующие виды модельных образцов: однослойный материал (соответствующих субхондриальной костной ткани), имеющий усредненные механические характеристики кортикальной и губчатой ткани, в дальнейшем будем называть его тип I; двухслойный образец, состоящий из губчатой и кортикальной костной ткани в дальнейшем будем называть его тип II; двухслойный модельный образец, состоящий из хрящевой и кортикальной ткани, в дальнейшем будем называть его тип III [6].

Рассматривались модельные образцы цилиндрической и кубической формы. Результаты моделирования показали, что для интерпретации полей распределения с точки зрения механобиологических принципов различная геометрия существенно не влияет на паттерн напряженно-деформируемого состояния (рис. 1а) и механический отклик (рис. 1б) модельных образцов на примере УВ нагружения.



а б

Рис. 1. Результаты моделирования ударно-волнового нагружения для кубического и цилиндрического модельного образца: поле распределения гидростатического давления (Па) (а), Расчетный график зависимости давления на поверхности от времени расчета для кубического и цилиндрического модельного образца (б)

Для модельных образцов тип I и II при прохождении ударной волны в нагружаемой области и под ней наблюдаются высокие значения гидростатического давления (выше 0.15 МПа) в области под нагружаемой поверхности, остальная область модельного образца находится под действием пренебрежимо малых значений гиростатического давления (менее чем 0.002 МПа). Максимальные значения гидростатического давления после ударно-волнового нагружения модельного образца тип III локализованы на границе раздела хрящ-кость и нижнем кортикальном слое и достигают значений выше 0.15 МПа. Однако для всех типов модельных образцов величина деформации при этом не достигает 5%. Следовательно, в соответствии с механобиологическими принципами, в этих областях реализуются условия для регенерации костной ткани. Для модельных образцов тип I и II характерно, что давление флюида в порах (для всех скоростей нагружения) в области под нагружаемой поверхностью достигает значений 68 кПа. В случае модельного образца третьего типа давления флюида в порах достигает значений 68 кПа и локализованы в области границы и нижней части модельного образца. Поэтому предположительно в данных областях реализуются условия для возникновения процесса остеогенеза.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что, как и в случае ультразвукового нагружения, при УВ воздействии необходимо учитывать послойное расположение костной ткани, а осреднение механических свойств биологических тканей, примененное во многих работах, приводит к некорректному паттерну распределения, что в дальнейшем может негативно сказаться на подборе параметров нагружения и прогнозирования зон регенерации костной ткани. Было установлено, что преобладают процессы остеогнеза для всех типов модельных образцов, процессы хондрогинеза и развитию фиброзной ткани не происходит вследствие низкого уровня деформаций.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00818.

1. Willems A., van der Jagt O.P., Meuffels D.E. Extracorporeal Shock Wave Treatment for Delayed Union and Nonunion Fractures: A Systematic Review. J Orthop Trauma. 2019. № 33(2). pp. 97–103.
2. Simplicio C.L., Purita J., Murrell W., Santos G.S., Dos Santos R.G., Lana J.F.S.D.. Extracorporeal shock wave therapy mechanisms in musculoskeletal regenerative medicine. Journal of Clinical Orthopaedics and Trauma. 2020. № 11(3). pp. 309-S318.
3. Wang M., Yang N., Wang X. A review of computational models of bone fracture healing. Medical & Biological Engineering & Computing. 2017. № 55(11). pp. 1895-1914.
4. Gardinier J.D., Majumdar S., Duncan R.L., Wang L. Cyclic Hydraulic Pressure and Fluid Flow Differentially Modulate Cytoskeleton Re-Organization in MC3T3 Osteoblasts Cellular and molecular bioengineering. 2009. № 2(1), 133-143.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-383

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОГО СОСТАВА МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ НА МЕХАНИЗМ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРОДУКТОВ СИНТЕЗА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ

Чумаков Ю.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Тройные карбиды (или карбоалюминиды титана), полученные на основе системы Ti-Al-C, относятся к MAX-фазам. Одним из перспективных энергоэффективных методов получения материалов, содержащих MAX-фазы, из элементных порошков является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Известно, что СВС – трудноконтролируемый процесс. Для того чтобы использовать такой вид синтеза, необходимо установить взаимосвязь между параметрами процесса, фазовым составом и структурой конечных продуктов. Главной причиной фазовой неоднородности при СВ-синтезе материалов, содержащих MAX-фазы, является многостадийность процессов высокотемпературного взаимодействия компонентов в порошковой смеси. В экспериментальных исследованиях СВС варьирование технологических параметров (и составов исходной смеси) в широких пределах достаточно проблематично, поэтому необходимо привлекать математическое моделирование процесса в рамках моделей, учитывающих возможные физико-химические стадии.

В настоящей работе на основе классических представлений теории твердофазного горения предложена и численно реализована модель синтеза композиционного материала горением в трёхкомпонентной порошковой смеси Ti-Al-C с учетом детальной схемы химических реакции, зависимости свойств от состава, пористости и стадии поджигания воспламенителя. Синтез композиционного материала анализировался, начиная со стадии инициирование реакции в воспламенителе и заканчивая остыванием продукта. Модель включает уравнение энергии в форме уравнения теплопроводности и уравнения кинетики. Для описания кинетики взаимодействия в воспламенителе и в реакционной смеси используется закон действующих масс. От температуры скорости реакций зависят по закону Аррениуса. Задача реализована численно с использованием методов прогонки и Эйлера.

В модели обнаруживаются все стадии превращения, наблюдаемые экспериментально. Расчеты показали, что, как и в эксперименте, с увеличением процентного содержания алюминия в реакционной смеси максимальная температура в волне горения уменьшается, при этом в зоне реакции происходит интенсивное образование алюминидов титана (TiAl и Ti_3Al); доля карбидной фазы также уменьшается. Показано, что распространение фронта по основной части образца происходит в стационарном режиме (с постоянной скоростью) для всех исследуемых составов; однако всегда наблюдаются колебания скорости на границе раздела воспламенителя и реакционной смеси. Обнаружено, что, как при моделировании, так и в эксперименте, основными продуктами СВС в исследованном концентрационном интервале являются карбиды титана TiC, TiC_2 и тройные фазы (MAX-фазы) Ti_3AlC_2, Ti_3AlC. Полученные теоретические результаты не противоречат данным эксперимента.

Работа выполнена при поддержке РНФ, грант № 17-19-01425 -П.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-384

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛИЦИДА ТИТАНА Ti_5Si_3

[1]Чумакова Л.С., [1]Бакулин А.В., [1,2]Кулькова С.Е.
[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Титан и титановые сплавы нашли широкое применение в качестве конструкционных материалов во многих отраслях промышленности, что обусловлено их хорошими механическими свойствами. Высокая удельная прочность в широком диапазоне рабочих температур, устойчивость к воздействию агрессивных сред, пластичность делает эти материалы наиболее привлекательными для аэрокосмической техники (компоненты двигателей, реактивные сопла, теплозащитные системы космических аппаратов и др.), а также для химической индустрии и медицины (костные и дентальные имплантаты) [1]. К недостаткам титана относят сравнительно низкую жаропрочность, относительно невысокий модуль упругости и низкие трибологические свойства [2]. В техническом титане и конструкционных титановых сплавах, где требуется высокая ударная вязкость, кремний считается вредной примесью, поскольку даже его незначительное содержание (сотые доли процента) резко снижает эту характеристику. Однако кремний считается перспективным легирующим элементом, который может существенно повышать жаропрочность и жаростойкость титановых сплавов [3]. Считается, что легирование кремнием сплавов Ti-Al повышает их коррозионную стойкость. В работе [4] было показано, что образование Ti_5Si_3 и формирование обогащенных алюминием слоев приводит к росту Al_2O_3, который подавляет дальнейшее окисление сплава и улучшает его коррозионную стойкость. Однако противоположное заключение о влиянии кремния было сделано в работе [5]. Авторы считают, что образование хрупкой фазы Ti_5Si_3 приводит к растрескиванию и отслаиванию оксидной шкалы. Известно, что силициды титана не подвержены точечной коррозии и применяются в качестве защитных покрытий металлов и сплавов, поскольку имеют высокую жаростойкость в интервале температур 100 – 1100°C. В системе Ti–Si может формироваться большое число разных фаз: Ti_3Si, Ti_5Si_3, Ti_5Si_4, TiSi и $TiSi_2$. Целью настоящей работы является первопринципное изучение электронной структуры силицида титана Ti_5Si_3, а также его физико-химических и механических свойств.

Для расчетов атомной и электронной структуры Ti_5Si_3 использовался метод проекционных присоединенных волн (PAW) с обобщенным градиентным приближением (GGA-PBE) для обменно-корреляционного функционала. Силицид титана Ti_5Si_3 имеет структуру $D8_8$ (рис. 1а) с параметрами решетки a = 7.460 Å, c = 5.151 Å [6]. Равновесные теоретические параметры равны a = 7.466 Å, c = 5.108 Å и отличаются не более чем на 0.8 % от экспериментальных. С термодинамической точки зрения интерес представляет также соединение TiSi с $B27$ структурой, поскольку в работе [7] показано, что эти фазы имеют близкие энергии образования (ΔH^f). Настоящий расчет данных структур (рис. 1б) показал, что энтальпия образования Ti_5Si_3 лишь на 0.8 мэВ/атом больше, чем TiSi.

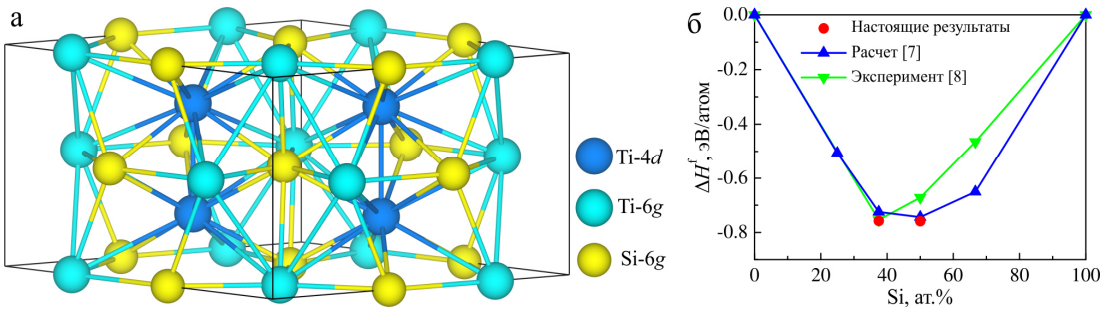


Рис. 1. Атомная структура соединения Ti_5Si_3 (а), диаграмма стабильности Ti-Si (б)

На рис. 2 приведен электронный энергетический спектр и плотности электронных

состояний Ti_5Si_3. Поскольку атомная структура Ti_5Si_3 характеризуется наличием двух неэквивалентных групп атомов Ti (Ti-4*d* и Ti-6*g*), то их вклад в электронную структуру несколько отличается. Видно, что состояния вблизи дна валентной *d*-зоны атомов титана, а также непосредственно под уровнем Ферми (E_F) преимущественно обусловлены *d*-состояниями атомов Ti, занимающих 4*d*-позиции. В центральной области занятой части валентной зоны (от -1.7 эВ до -0.7 эВ) и в области над E_F доминирующими являются *d*-состояния атомов Ti-6*g*. Из рис. 2 видно также, что *p*-состояния Si расположены в области от -5.0 эВ до -0.5 эВ, где их пики хорошо согласуются с пиками *d*-состояний атомов Ti обеих групп. Отщепленная низколежащая подзона образована в основном *s*-состояниями атомов Si. Отметим, что положение уровня Ферми вблизи локального минимума кривой ПЭС указывает на стабильность данной структуры.

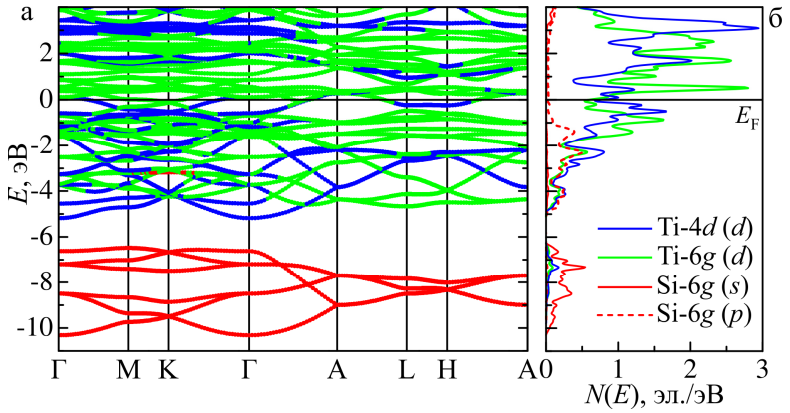


Рис. 2. Электронный энергетический спектр соединения Ti_5Si_3 (а); парциальные плотности электронных состояний (б)

Рассчитаны также упругие константы, объемный модуль упругости, модуль Юнга, модуль сдвига, коэффициент Пуассона и анализируется их анизотропия. Теоретические значения упругих характеристик находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными. Обсуждается связь механических характеристик соединения Ti_5Si_3 с особенностями его электронной структурой. Низкое значение коэффициента Пуассона (0.22), а также отрицательное давление Коши (C_{13}–C_{44}) указывает на высокую направленность межатомных связей (значительный ковалентный вклад в механизм химической связи) в силициде и его хрупкость. Данное заключение согласуется с распределением разности зарядовой плотности и прямыми оценками хрупкого/вязкого механизма разрушения.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2019-0031. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

1. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов / Я. Полмеар. Москва, Техносфера. – 2008. – 464 с.
2. Обеспечение надежности конструкций из титановых сплавов / В.И. Муравьев, П.В. Бахматов, Б.И. Долотов и др. Москва, Эком. – 2009. – 752 с.
3. Фирстов С.А., Ткаченко С.В., Кузьменко Н.Н. Титановые «чугуны» и титановые «стали» // Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 1. С. 14–20.
4. Li X.Y., Taniguchi S., Matsunaga Y., et al. Influence of siliconizing on the oxidation behavior of a γ-TiAl based alloy // Intermetallics. 2003. V. 11. P. 143–150.
5. Jiang H.R., Wang Z.L., Ma W.S., et al. Effects of Nb and Si on high temperature oxidation of TiAl // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. 2008. V. 18. P. 512–517.
6. Structure and high-temperature properties of Ti_5Si_3 with interstitial additions / J. Williams. Ames (Iowa), Iowa State University. – 1999. – 116 p.
7. Ekman M., Ozoliņš V. Electronic structure and bonding properties of titanium silicides // Phys. Rev. B. 1998. V. 57. P. 4419–4424.
8. Thermochemical data of pure substances, 3rd ed. / I. Barin. Weinheim, VCH. – 1995. – 1885 p.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-385

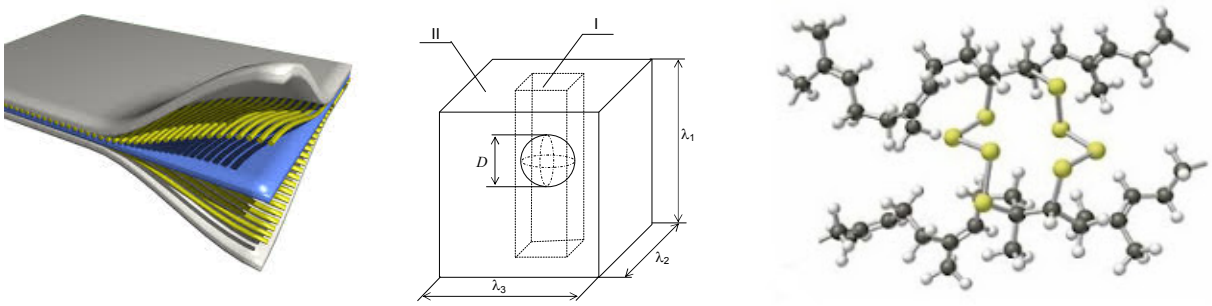
ТРЕХУРОВНЕВЫЙ МЕТОД ПРОЕКТИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ГИБРИДНЫХ ВОЛОКОННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ НА МАТРИЦЕ, УПРОЧНЕННОЙ НАНО- И МИКРОЧАСТИЦАМИ

Шилько С.В.

Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси, Гомель

Для создания изделий, способных надежно функционировать в экстремальных условиях (динамические нагрузки, колебания температуры, химические воздействия) разрабатываются направленно-армированные композиты, как правило, на термореактивной полимерной или эластомерной матрице, обладающие весьма высокими показателями прочности и формостабильности. Список их приложений в аэрокосмической отрасли, строительстве, трубопроводном транспорте, автомобиле- и судостроении постоянно расширяется. Однако в сравнении с дисперсно-наполненными материалами, направленно-армированные композиты характеризуются анизотропией и более выраженной неравномерностью передачи напряжений от наполнителя к матрице, низкой прочностью на отрыв и сдвиг на границах раздела.

Значительные резервы прочности и управления деформационными свойствами реализуются в гибридных композитах (ГК), в которых недостатки вышеназванных материалов преодолеваются комбинированием наполнителей различной природы (металлы, стекло, углерод и т.д.) и дополнительным дисперсным наполнением матрицы микро- и наночастицами (последние могут быть использованы и для армирования тонкого межфазного слоя между волокном и матрицей). В частности, автомобильная шина представляет собой геометрически сложную слоистую конструкцию из резинокордного композита иерархической структуры, матричным материалом которого является резина, в свою очередь, представляющая собой нанокомпозит (рис. 1). Характерные размеры структурных элементов матричного эластомера (10…100 нм) в виде сегментов Куна и наноразмерных углеродных включений (сажи) на несколько порядков меньше в сравнении с размерами функциональных слоев шины (см, мм) и корда (мм, мкм).



а б в

Рис. 1. Структурные образования гибридного резинокордного композита: слои с волоконным армированием (а), ячейки периодичности дисперсного наполнения (I – межфазный слой; II – зона матрицы вблизи включения) (б), макромолекулы и сегменты Куна (в)

Экспериментальное определение деформационно-прочностных параметров ГК затруднено сложностью и высокой стоимостью испытаний материалов с различным составом наполнителей во всем диапазоне эксплуатационных воздействий. При этом механико-математическое описание композиционных материалов вообще и ГК в особенности, остается во многом феноменологическим и не в полной мере учитывает особенности структуры указанных материалов, а поэтому далеко не всегда позволяет определить состав композита исходя из требуемых показателей.

Целью исследования является разработка эффективного иерархического метода проектирования структуры гибридных композитов.

Идея объединения компактных и «быстрых» аналитических решений задач микромеханики неоднородных материалов, полученных в рамках физики полимеров и теории упругости с последующим конечноэлементным макромеханическим анализом напряжений и деформаций представляется весьма рациональной. Так, определению напряженно-деформированного состояния сэндвич-конструкции с промежуточным моделированием микроструктуры пористого заполнителя посвящена статья [1]; результаты мезомеханического исследования ряда дисперсно-наполненных полимерных материалов технического и медицинского назначения приведены в монографии [2].

В настоящем докладе предлагается итерационная схема проектирования гибридных композитов с расчетным определения деформационных параметров на 3-х масштабных уровнях, соответствующих размерам макромолекул, отдельной частицы наполнителя с прилегающими матричным материалом и монослоя направленно-армированного волоконного композита (рис. 1).

В качестве иллюстрации рассматривается трехуровневое моделирование резинокордного ГК. Ранее предложенные модели эластомеров (1-й уровень) были основаны на идеализированном представлении структуры в виде трех независимых наборов молекулярных цепочек, ориентированных по главным осям. В настоящей работе использовано мезомеханическое описание процесса растяжения эластомера, учитывающее хаотическую ориентацию цепочек высокомолекулярной сетки (рис. 1в), что позволило адекватно описать напряженно-деформированное состояние ненаполненного эластомера в главных напряжениях и кратностях удлинения исходя из числа сегментов молекулярной цепи между узлами полимерной сетки, массы сегмента и плотности эластомера.

Моделирование ГК на 2-м (микрометрическом) масштабном уровне (наполнение матрицы дисперсными частицами, как показано на рис. 1б) выявляет причину невозможности простого перехода от «чистого» полимера или эластомера к их дисперсно-наполненным вариантам. Она состоит в том, что при значительной объемном содержании наполнителя деформации в материале матрицы существенно отличаются от макроскопических деформаций получаемого композита. Такое различие зависимостей «напряжение–деформация» не позволяет описывать исходные и наполненные эластомеры на основе единого упругого потенциала. Это обусловлено высоким, близким к предельному (соответствующему контакту соседних включений), объемным содержанием наполнителя и значительным градиентом деформационных свойств на границе раздела «матрица-включение» (различие модулей упругости наполнителя и эластомера превышает 4 порядка величины).

Обобщенные характеристики, вычисленные на 2-м масштабном уровне, служат исходными данными для расчета характеристик слоев резинокордного композита (3-й уровень).

Для верификации разрабатываемого трехуровневого метода экспериментально определены деформационно-прочностные характеристики резинокордных композитов и металлостеклопластиков.

Результаты исследований применяются при создании металлостеклопластиков, бионически адекватных полимерных эндопротезов и новых моделей автомобильных шин.

Работа выполнена в рамках проектов Т20Р-223 (No. 18-58-00037) и Т21ЭТ-016 БРФФИ.

1. Димитриенко Ю.И. и др. Многомасштабное конечно-элементное моделирование трехслойных сотовых композитных конструкций // Наука и образование (МГТУ им. Н.Э. Баумана). 2014. № 7. С. 243-265 http://technomag.bmstu.ru/doc/717805.html.

2. Дисперсно-наполненные полимерные композиты технического и медицинского назначения / Б.А. Люкшин, С.В. Шилько, С.В. Панин и др. Новосибирск, Изд.-во СО РАН. – 2017. – 311 с.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-386

РАЗВИТИЕ ФОРМАЛИЗМА МЕТОДА ЧАСТИЦ ДЛЯ ДИНАМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА РАЗРУШЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СОСТОЯНИЯ ОГНЕУПОРНЫХ КЕРАМИК ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

[1,2]Шилько Е.В., [1]Григорьев А.С., [1,2]Дмитриев А.И., [3]Андреев К.
[1]Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
[2]Томский государственный университет, Томск
[3]Ceramic Research Centre, Tata Steel, Ijmuiden

Огнеупорные керамические материалы, используемые, в частности, для изготовления футеровки металлургических тепловых агрегатов или литейных форм, коксовых и доменных печей, характеризуются многоуровневой поровой структурой. Характерная величина пористости в таких материалов составляет десятки процентов, а размеры пор варьируются в пределах нескольких порядков величины от нанометров до десятков-сотен микрометров. Несмотря на то, что стенки пористого каркаса огнеупоров образованы типично упругохрупкими материалами (оксидами, нитридами и др.), макроскопический отклик таких пористых систем в сложных условиях нагружения является квазихрупким. Это является следствием интегрального демпфирующего влияния ансамбля пор и выраженной гетерогенности структуры, то есть наличия областей с существенно различной пористостью и многократно различающимися значениями локальных механических характеристик.

Интенсивные термические и механические воздействия (в том числе циклические) при эксплуатации изделий из таких материалов приводят к постепенному формированию микротрещин в объеме материала, их слиянию и итоговому макроскопическому разрушению. При этом механизмы локального разрушения, определяющие условия и динамику формирования макротрещин, могут быть существенно различными при различных видах (сжатие, трехточечный изгиб, сдвиг), режимах (монотонное, циклическое) и типах (термическое, механическое, комбинированное) нагружения. Важным дополнительным фактором, влияющим на условия и динамику разрушения, является поровая жидкость (например, вода), которая может содержаться в поровом пространстве огнеупора при определенных условиях эксплуатации. В случае полного насыщения порового пространства жидкостью ее вклад в напряженное состояние керамического каркаса может быть сопоставимым с напряжениями, определяемыми внешним воздействием. Влияние поровой жидкости на напряженно-деформированное состояние материала становится особенно значимым при интенсивных термических воздействиях ввиду значительного (на порядки величины) различия в величинах коэффициента термического расширения керамики и водных растворов.

Сказанное определяет актуальность выявления особенностей микро- и мезомасштабных механизмов локального разрушения при различных параметрах приложенных термомеханических нагрузок (и наличии поровой жидкости) для создания аналитического инструментария прогнозирования эксплуатационных характеристик огнеупорных материалов.

Привлекательным инструментом такого изучения на мезомасштабном уровне является компьютерное моделирование с использованием методов дискретных элементов. Авторами доклада развивается одна из наиболее эффективных реализаций данного метода – метод однородно деформируемых дискретных элементов (который имеет оригинальное название – метод подвижных клеточных автоматов). Он позволяет на различных масштабных уровнях численно исследовать особенности разрушения (в том числе множественного) материалов с гетерогенной внутренней структурой и сложными реологическими свойствами. Для изучения механизмов локального разрушения пористых керамических огнеупоров при термомеханическом нагружении проведено расширение математического формализма данного метода. В частности, разработана связанная термопороупругая модель хрупкого материала, которая учитывает следующие факторы:

1) Качественно различную динамику локального разрушения высокопористых и низко/беспористых областей материала. Учет данного фактора осуществляется посредством использования моделей устойчивого и неустойчивого роста трещины для описания кинетики образования локальных повреждений в высоко- и низкопористых фрагментах материала.

2) Вызванные изменением локальных температур изменения удельного объема и/или локальных напряжений. Данный фактор учитывается в рамках модели линейной термоупругости материалов. Перераспределение тепла описывается с помощью численного решения уравнения теплопроводности в модифицированной форме, учитывающей конечную скорость распространения возмущений. При этом дополнительно учитывается температурная зависимость параметров критерия локальной прочности (в данном случае – критерия Друкера-Прагера, дополненного критерием максимального главного напряжения).

3) Механическое взаимовлияние поровой жидкости и твердофазного каркаса и перераспределение жидкости в поровом пространстве. Механическое взаимодействие жидкой и твердой фаз описывается на основе модели линейной пороупругости Био. Перераспределение жидкости моделируется с помощью уравнения транспорта сжимаемого флюида, учитывающего конечную скорость распространения возмущений в жидкости. При этом влияние температурного фактора на напряжений и деформации в насыщенном жидкостью материале учитывается в рамках приближения идеального пористого тела.

Возможности развитой дискретноэлементной модели показаны на примере мезомасштабного моделирования механического поведения пористых огнеупорных материалов, создаваемых на основе оксида кремния. Отметим, что на мезомасштабном уровне такие материалы могут рассматриваться как композиты с высокопористым квазихрупким связующим и упругохрупкими дисперсными включениями угловатой геометрии.

С использованием экспериментальных данных численно получены оценки локальных упругих и прочностных характеристик компонентов такого композита, обеспечивающие соответствие макроскопических прочностных характеристик и характера разрушения модельных и реальных образцов. Исследовано влияние скорости механического нагружения и мощности термического воздействия на величину их динамической прочности и характер разрушения. Показаны различия механизмов разрушения при воздействиях различной природы.

Проведены предварительные исследования, позволившие выявить влияние поровой жидкости на прочность и особенности разрушения пористых огнеупорных материалов при интенсивных динамических и термических воздействиях. Обсуждается возможность построения обобщенных (единых) кривых динамической прочности огнеупоров (в том числе при наличии жидкости в поровом пространстве) при механическом и термомеханическом нагружении.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-387

HIERARCHICAL DEFORMABLE AND RIGID ASSEMBLAGES (HIDRA) METHOD FOR COARSE–GRAINED MODELING

[1]Panchenko A.Yu., [2,3]Podolskaya E.A., [1]Berinskii I.E.
[1]*School of Mechanical Engineering, Tel Aviv Univeristy, Tel Aviv*
[2]*Institute for Problems in Mechanical Engineering RAS, St.Petersburg*
[3]*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St.Petersburg*

An important task of computational mechanics is the creation of models that allow describing the behavior of the material at the upper micro and meso level, taking into account its microstructure. Coarse-grained (CG) methods can significantly expand the range of problems solved by molecular dynamics [1] by using reasonable computing resources. CG modeling does not consider all atoms in a system, but the "pseudo-atoms" or "grains", approximating groups of these atoms. This allows a significant reduction in the number of considered interactions and degrees of freedom and, consequently, saves the computational resources.

In this work, the unique method for CG modeling named "Hierarchical Deformable and Rigid Assemblages" (HiDRA) is proposed. The grains are chosen as assemblages of the atoms in the original crystal lattice (fig. 1). The method takes into account the elasticity of an individual grain as its intrinsic property, making it possible to preserve the interatomic laws of interaction at the grain boundaries. Equations of motion for the grains are derived taking the uniform strain of the grain as an independent variable. The simulation was carried out using in-house C code. As an application, the HiDRA method is used to study the longitudinal vibrations and full 3D dynamics of chains of one-dimensional grains. Phonon spectra show to what extent large grains can correctly describe wave propagation in molecular chains.

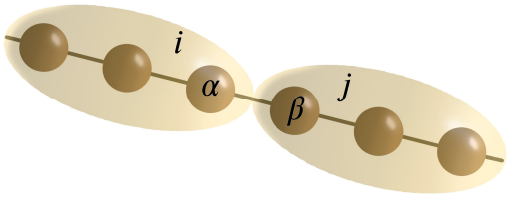


Fig 1. Schematic representation of a pair of interacting grains i and j

The dynamics of monoatomic and di-atomic chains were investigated with grains containing from 2 to 6 atoms. For 3-atomic grains, the HiDRA model is perfectly bounded by two effective analytic models. Dispersion curves show that the larger the grain size is, the longer are the waves that can be described accurately. The chain of one-dimensional grains considered in this work has various practical applications: biomolecular chains, polymers, textile fibers, etc.

1. Panchenko A. Y., Podolskaya E. A., Berinskii I. E. Coarse–grained model based on rigid grains interaction for single layer molybdenum disulfide // Mechanics Research Communications. – 2020. – T. 105. – C. 103515.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-388

REACTION OF THE GRAPHENE VALENCE ELECTRONIC SYSTEM TO AN EXTERNAL ELECTRIC FIELD

Silkin V.M.
Donostia International Physics Center, San Sebastián
IKERBASQUE, Basque Foundation for Science, Bilbao

Various properties of graphene have been intensively investigated in numerous publications after its experimental observation in 2004 [1]. However, a question regarding the way in which the valence charge density is redistributed in the vicinity of a graphene monolayer when an external electric field is applied was not considered in detail.

This topic was touched to some degree by studying the problem of screening of the electric field induced by point charges in bulk graphite [2-5]. Thus, the in-plane distribution of the induced charge has been actively discussed [6-9]. As for the charge distribution in the direction perpendicular to the plane of carbon atoms, it was assumed to be coinciding with it.

The charge distribution in the perpendicular direction was studied by considering two- and multi-layer graphene films [10-11] but, to the best of our knowledge, not for a monolayer graphene. Moreover, regarding the position of its center of mass of the charge induced by an external electric field with respect to the plane of carbon atoms, we are unaware of such work or for a graphene film of any thickness. As a matter of fact, this question is important since, for instance, the position of the centroid of the induced density determines the so-called image-plane position that is a "real position" of a solid surface for many phenomena occurring there. It determines a "physical" position of a metal surface when an external perturbation is applied. A similar problem was widely studied in the case of metal surfaces. In general, this "real" surface position is different from the spatial localization of a geometrical crystal edge, staying towards the vacuum side [12-16].

It is usually assumed for a quasi two-dimensional (2D) system that the excess charge is confined within an infinitesimally thin 2D layer. Certainly, this assumption is reasonable if the relevant distance largely exceeds the atomic scale. However, it is critical to take into consideration what occurs on the atomic scale. Knowledge of the localization of the induced charge density is important in many fields of surface science. For instance, it determines the reference plane for the image-potential felt by an external charge placed in front of a surface. If this charge is an excited electron with energy below the vacuum level, it can be trapped by this image potential in a state belonging to an infinite Rydberg-like series [17].The members of this series are referred to as image-potential states (IPSs).

In our previous work devoted to the IPSs in graphene it was assumed [18] that the image plane locates at the carbon atom plane, which seems reasonable owing to the mirror symmetry of the system. Consequently, all the quantum states should be symmetric or anti-symmetric with respect to the carbon atomic plane. As a result, a double Rydberg-like series of IPSs was predicted to exist in a free-standing graphene monolayer since two surfaces are separated by a single atomic layer of matter only.

Our goal in this work is to perform the direct density-functional theory (DFT) calculations of redistribution of the valence charge density around a free-standing monolayer graphene upon application of an external electric field. From this, we establish the shape of the induced charge density caused by the electric field. From it we determine the image-plane position. Subsequently, the thus obtained image-plane position is employed for the construction of a new hybrid "DFT+image-tail" potential. With this potential a new set of binding energies for IPSs is obtained and compared with the previous ones. Some other applications will be discussed.

The work was supported by the Spanish Ministry of Science and Innovation (Grant No. PID2019--105488GB--I00).

1. K.S. Novoselov, A.K. Geim, S.V. Morozov, D. Jiang, Y. Zhang, S.V. Dubonos, I.V. Grigorieva, A.A. Firsov, Electric field effect in atomically thin carbon films, Science 2004. 306, pp. 666-669.

2. P. B. Visscher and L. M. Falicov, Dielectric Screening in a Layered Electron Gas, Phys. Rev. B 1971. 3, pp. 2541-2547.
3. L. Pietronero, S. Strässler, H.R. Zeller, M.J. Rice, Charge distribution in c direction in lamellar graphite acceptor intercalation compounds, Phys. Rev. Lett. 1978. 41, pp. 763-767.
4. L. Pietronero, S. Strässler, H.R. Zeller, Nonlinear screening in layered semimetals, Solid State Commun. 1978. 41, pp. 399-401.
5. S.A. Safran, D.R. Hamann, Electrostatic interactions and staging in graphite intercalation compounds, Phys. Rev. B 1980. 22, pp. 606-612.
6. D.P. DiVincenzo, E.J. Mele, Self-consistent effective-mass theory for intralayer screening in graphite intercalation compounds, Phys. Rev. B 1984. 29, pp. 1685-1694.
7. S.D. DiCenzo, G.K. Wertheim, S.Basu, J.E. Fischer, Charge distribution in potassium graphite, Phys. Rev. B 1981. 24,pp. 2270-2273.
8. N.M.R. Peres, F. Guinea, A.H. Castro Neto, Electronic properties of disordered two-dimensional carbon, Phys. Rev. B 2006. 73, 125411.
9. M. Polini, A. Tomadin, R. Asgari, A.H. MacDonald, Density functional theory of graphene sheets, Phys. Rev. B 2008. 78, 115426.
10. E.K. Yu, D.A. Stewart, S. Tiwari, Ab initio study of polarizability and induced charge densities in multilayer graphene films, Phys. Rev. B 2008. 77, 195406.
11. Y. Gao, S. Okada, Carrier distribution control in bilayer graphene under a perpendicular electric field by interlayer stacking arrangements, Appl. Phys. Express 2021. 14, 035001.
12. N.D. Lang, W. Kohn, Theory of Metal Surfaces: Induced Surface Charge and Image Potential, Phys. Rev. B 1973. 7, pp. 3541-3550.
13. P.A. Serena, J.M. Soler,N. Garcia, Self-consistent image potential in a metal surface, Phys. Rev. B 1986. 34, pp. 6767-6769.
14. J.E. Inglesfield, The screening of an electric field at an Al(001) surface, Surf. Sci. 1987. 188, pp. L701-L707.
15. A.G. Eguiluz, W. Hanke, Evaluation of the exchange-correlation potential at a metal surface from many-body perturbation theory, Phys. Rev. B 1989. 39, pp. 10433-10436.
16. A. Kiejna, Image plane position at a charged surface of stabilized jellium, Surf. Sci. 1993. 287/288}, pp. 618-621.
17. P.M. Echenique, J. B. Pendry, Existence and detection of Rydberg states at surfaces, J. Phys. C: Solid State Phys. 1978. 11, pp. 2065-2075.
18. V.M. Silkin, J. Zhao, F. Guinea, E.V. Chulkov, P.M. Echenique, H. Petek, Image potential states in graphene, Phys. Rev. B 2008. 80, 121408.

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-389

A SIMPLE CONTACT MECHANICAL MODEL FOR TANGENTIAL FRETTING WEAR OF AXISYMMETRIC CONTACTS

Willert E.
Technische Universität Berlin, Berlin

Many tribological contacts in technical or biological systems are subject to oscillations. The displacement amplitudes are often too small to cause global sliding, i.e., the contacts consist of changing areas of local sticking and slipping/sliding. This phenomenon, called "fretting", causes wear as well as fatigue and, although highly localized, is of enormous importance for the service life of various tribological systems, e.g. electrical conductors, turbine blades or artificial joints.

Depending on the maximum extent of the slip area during the fretting oscillation, often different fretting regimes are distinguished, namely the partial slip regime (for very small slip areas), the gross sliding regime and a mixed regime in between. While in different regimes, either wear or fatigue may be the dominating damage mechanism, both always are interacting or even competing phenomena. Therefore, the theoretical solution procedure for a given fretting problem should consist of at least three components: a contact mechanical solution (depending on the material model, the frictional regime etc.) as the basis for the determination of local stresses and displacements, a wear routine as well as a crack initiation and propagation routine. Doing this in a coupled and rigorous way (e.g., based on FE simulations) is often very costly from a computational perspective. Here, semi-analytic (contact mechanical) approaches – which already have various applications in tribology – can be a good "trade-off" between effort and prediction quality.

Therefore, in the talk a simple and efficient semi-analytic contact mechanical procedure for the fast simulation of fretting wear is proposed and discussed, which could also be extended for the analysis of fretting fatigue. The model operates within the framework of the Hertz-Mindlin approximation to general axisymmetric tangential contact problems, which will be stated mathematically in the manuscript, and which allows for an exact contact solution, if the contact problem only slowly changes with time due to the fretting wear.

First consider the simple Cattaneo-Mindlin loading history for the contacting bodies: They are first pressed against each other by a normal force F and subsequently loaded in the tangential direction by an increasing force F_x. As the tangential load increases, local slip propagates from the contact edge into the contact area. The radius of the remaining inner stick area at the end of the loading procedure shall be c. Ciavarella and Jäger were the first to recognize that the general axisymmetric Cattaneo-Mindlin problem (within the Hertz-Mindlin approximation) is solved by a tangential stress distribution, which is a superposition of two normal stress distributions with the radii a (the contact radius) and c. The Cattaneo-Mindlin loading corresponds to the first loading of the fretting contact. When the direction of the tangential motion is reversed, there is a moment of complete stick, because, according to the local Amontons law, the whole slip area is at the boundary state $|\tau| = \mu p$. Moreover, wear happens very slowly, i.e., on a much larger time scale than the fretting cycle duration. If there were no wear at all during two cycles, after reversing motion a Cattaneo-Mindlin basis stress distribution can be linearly superposed. The slip length distribution and hence the distribution of linear wear according to the Archard law are known in exact analytical form as a zero-order approximation. "Zero-order approximation" in this context refers to the fact that the influence on the contact problem of the change of profile due to the wear in one cycle, and the resulting change in the slip length is neglected. Also note that the Archard law, in connection with the friction law assumed by the contact mechanical component of the model, is equivalent to an energy-based wear model, that is commonly used in the literature on fretting wear.

Thus, the proposed semi-analytical model works as follows: in every fretting cycle the slip length distribution depending on the current profile and the current pressure distribution is calculated; based on the Archard law the profile is updated and the new pressure distribution is calculated based on the normal contact solution.

Dimaki et al. [1] proposed a fast numerical algorithm for fretting wear of axisymmetric

contacts, where the slip length during one fretting cycle is calculated based on a separate (in the sense that it is almost independent of the wear simulation procedure) numerical model within the framework of the method of dimensionality reduction (MDR); the fretting profile in their algorithm is also updated only once at the beginning of each fretting cycle and the MDR solution to the tangential contact problem operates within the Hertz-Mindlin approximation.

In Fig. 1 the results of both algorithms for the worn profiles are shown for an initially parabolic profile in normalized variables. The radial coordinate is normalized to the initial contact radius, a_0, and the worn profile for the fixed indentation depth d. The radius of the permanent stick area was set to $c = 0.5a_0$. There are no visible differences between the prediction of the semi-analytical approach compared to the contact mechanically more rigorous model. Hence, it can be concluded that the zero-order approximation gives a very good result (within the Hertz-Mindlin framework, of course), if the profiles are worn slowly compared to the fretting cycle duration. Nevertheless, if the implementation of the Abel-like transforms is done the same way, the semi-analytical model works faster by a factor of the order of one, because the number of numerical operations for one fretting cycle is significantly reduced.

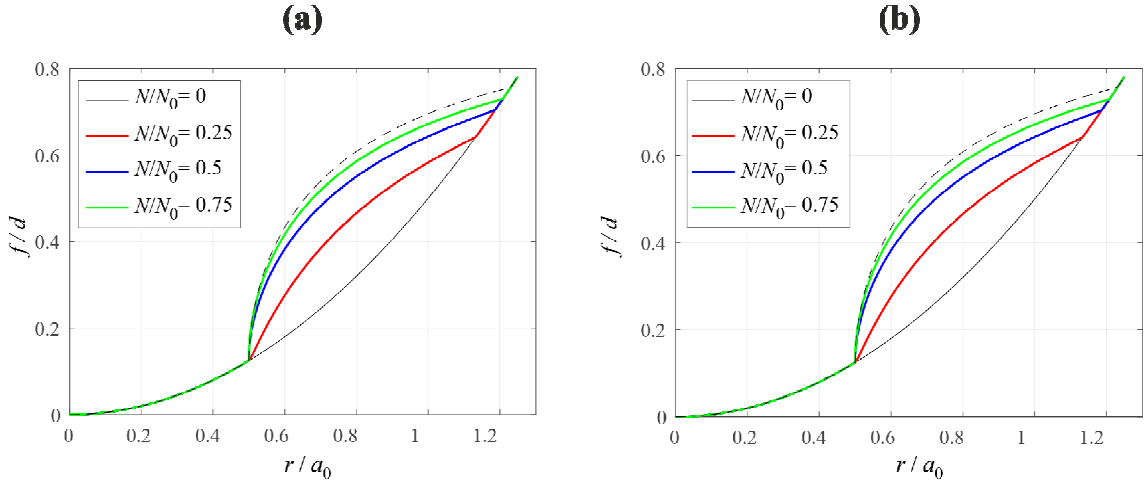


Fig. 1. Time-evolution of the worn profile f, normalized for the fixed indentation depth d, as a function of the radial coordinate r, normalized for the initial contact radius a_0, for tangential fretting wear of an initially parabolic indenter and different numbers of normalized cycles, N/N_0. The dashed black line denotes the limiting no-wear profile. The radius of the permanent stick area was set to $c = 0.5a_0$. (a) Results for the semi-analytic method proposed in the present manuscript. (b) Results for the contact-mechanically more rigorous algorithm proposed by Dimaki et al. [1]

Several extensions of the proposed method are possible and planned for future work. Firstly, the Abel-like transforms can be written as explicit convolutions and therefore accelerated by the Fast Fourier Transform (FFT). Moreover, once the normal and tangential contact problems in Hertz-Mindlin approximation are solved, the complete stress state inside the materials can be obtained via 1D-integrals, which allows for the fatigue analysis. These integrals are also of a generalized Abel-type and can therefore probably also be evaluated very efficiently with the FFT. And finally, based on the tangential contact solution for power-law graded elastic materials, the proposed semi-analytical wear(-fatigue) procedure can be generalized for power-law graded materials. This might be of high practical relevance, as this class of materials possibly offers a solution to the wear-fatigue dilemma in fretting.

1. Dimaki, A.V.; Dmitriev, A.I.; Chai, Y.S.; Popov, V.L.: Rapid simulation procedure for fretting wear on the basis of the method of dimensionality reduction. International Journal of Solids and Structures, 51(25-26), 4215–4220 (2014).
2. Willert, E.: A simple semi-analytic contact mechanical model for tangential and torsional fretting wear of axisymmetric contacts. Scientific Reports, submitted manuscript (2021).

DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-390

CONTACT MECHANICS AND TRIBOLOGY OF FUNCTIONALLY GRADED MATERIALS

Willert E.
Technische Universität Berlin, Berlin

Driven by the technological need for greater durability and more flexible use of materials and, last but not least, by the study of solutions that nature has developed in biological tribological systems, the mechanics of more complex material classes – such as composite materials, layered media or functionally graded materials (FGM) – receive a high level of scientific attention. As is long known, the use of FGM in tribological systems can be of great advantage, e.g. to increase the resistance to contact, friction and damage as well as to overcome the strength-ductility trade-off in homogeneous materials.

Within an FGM, the mechanical properties vary continuously over the volume, the material is inhomogeneous. Examples are hardened surfaces as well as diverse biological and biotechnological systems such as bones, joints or their artificial variants, adhesive devices (e.g. on the feet of geckos) and cell membranes. In contrast to layered media, which are similar in many respects, FGM do not suffer from delamination, thermo-cyclic creep or other failure mechanisms associated with discrete interfaces.

The benefits of FGM in tribological systems have contact mechanical (e.g. the change of the load distribution) and "strictly" tribological (e.g. the change of friction or wear coefficients) origins. To clarify this distinction, the plenary lecture will start with a review on the contact mechanics of FGM. The main effects of elastic grading (yet without considering tribological effects) in a mechanical contact problem are as follows:

- reduction of stress singularities (e.g. at sharp edges) and maximum stresses;
- increase of the maximum pull-off force in adhesive contact;
- reduction of the ratio of tangential to normal contact stiffness in tangential contact.

As a transition in the lecture, two topics, which are a "mixture" of contact mechanics and tribology, will be considered next: the integration of functional elastic gradients into the method of dimensionality reduction (MDR) – a well-known algebraic and numerical procedure for the fast simulation of contact, friction and wear – and a contact mechanics perspective on fretting wear of FGM, which demonstrates, how "tribological" effects, like the reduction of wear volume, can have strictly contact mechanical origins (in the case of fretting wear of FGM, the benefit of the FGM lies in the reduction of the ratio of tangential to normal contact stiffness, which is generally a known design principle to reduce wear; the "principle of a positive hardness gradient" to reduce wear is known since Kragelsky).

In the third part of the lecture tribological aspects of FGM are considered. First, gradients in biomaterials will be shown, with special attention to design principles and functionality. The level of perfection nature has reached in the development of FGM after millions of years of evolution, especially regarding multiscale hierarchical design and the integration of multilevel structural or chemical gradients, has inspired many biotechnological and technical applications of structural gradients and gradient interfaces. As an example (among many others possible) the lecture will briefly discuss the characteristics, recent advances in fabrication techniques, properties and perspectives of gradient nanostructured metals and alloys.

Содержание

СЕКЦИЯ 1. ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА МАТЕРИАЛОВ И СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ СРЕД

НЕТКАНЫЕ МАТРИКСЫ ДЛЯ ТКАНЕВОЙ ИНЖЕНЕРИИ НА ОСНОВЕ УЛЬТРАТОНКИХ ВОЛОКОН И МИКРОЧАСТИЦ ПОЛИГИДРОКСИБУТИРАТА
Бонарцев А.П., Ольхов А.А., Масталыгина Е.Е., Зернова Ю.Н., Иорданский А.Л. 6

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ НА ИЗНОС В ПОЛИМЕР-ПОЛИМЕРНОЙ ТРИБОПАРЕ
Бочкарева С.А., Панин С.В. 8

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОЛИМЕР - КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ
Брусенцева Т.А., Шикалов В.С., Фомин В.М. 10

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ
Буяков А.С., Кульков С.Н. 12

ПОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ДИСПЕРСНОМ АРМИРОВАНИИ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ СМЕСЬЮ СТАЛЬНОГО ПОРОШКА И ФИБРЫ
Герега А.Н. 13

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8 ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ И ЗАКАЛКИ
Гоморова Ю.Ф., Власов И.В., Яковлев А.В. 14

ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРОГЕОЛОГИЧЕСКИХ ОТКЛИКОВ КОЛЛЕКТОРОВ С ДВОЙНОЙ ПОРИСТОСТЬЮ НА ДИНАМИЧЕСКОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ
МАССИВА ГОРНЫХ ПОРОД
Горбунова Э.М., Беседина А.Н., Кабыченко Н.В., Батухтин И.В., Петухова С.М. 16

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР В ЗОНАХ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНЫХ СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ ИСХОДНЫМ СТРУКТУРНЫМ СОСТОЯНИЕМ
Гордиенко А.И., Оришич А.М., Маликов А.Г., Волочаев М.Н., Панюхина А.Д. 18

ТРЁХУРОВНЕВАЯ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ: ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССОВ СЛОЖНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ
Грибов Д.С., Трусов П.В. 20

ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНЫХ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
Гриняев Ю.В. 22

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТЕХНИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ 3-Х ТОЧЕЧНОГО ИЗГИБА
Дерюгин Е.Е., Богданов А.А. 23

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ГЛАВНЫХ КОМПОНЕНТ ПРИ ВИХРЕТОКОВОМ КОНТРОЛЕ МАГНИТНЫХ СТАЛЕЙ
Егоров А.В., Поляков В.В., Kucheryavskiy S.V., Рудер Д.Д. 25

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕКСТУРЫ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В А-ТИТАНЕ
Емельянова Е.С., Писарев М., Зиновьева О.С., Романова В.А. 27

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ УСЛОВИЯХ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CONIAL
Ефтифеева А.С., Янушоните Э.И., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. 28

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ НА ПРОЧНОСТЬ МАТЕРИАЛА С ДВУХСЛОЙНЫМ КОМПОЗИЦИОННЫМ ПОКРЫТИЕМ
Землянов А.В., Балохонов Р.Р. 30

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И УПРОЧНЕНИЕ ДЕФОРМИРУЕМОЙ СРЕДЫ
Зуев Л.Б. 31

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ TI-6AL-4V ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ В КОЛОННЕ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕГО ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА
Казанцева Л.А., Панин А.В., Казаченок М.С., Перевалова О.Б., Мартынов С.А. 33

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ 3D-НАПЕЧАТАННЫХ ОБРАЗЦОВ TI-6AL-4V ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ
Казаченок М.С., Мартынов С.А. 34

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ ПОРИСТОГО YSZ НА ИЗМЕНЕНИЕ ДЗЕТА-ПОТЕНЦИАЛА
Каспарян С.О., Казанцев С.О., Кульков С.Н. 35

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОПЕРЕЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ ПРИ ОДНООСНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ
Кашин А.Д., Кульков А.С. 36

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
Кондратьев Н.С., Макаревич Е.С., Подседерцев А.Н., Трусов П.В. 38

ПЕРИОДИЧЕСКОЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ УГЛЕРОДИСТО-ХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА ПРИ АБРАЗИВНОМ ИЗНАШИВАНИИ
Коробов Ю.С., Филиппов М.А., Гохфельд Н.В., Морозов С.О., Эстемирова С.Х., Башкеева М.Е. 40

ПОСТРОЕНИЕ МНОГОУРОВНЕВОЙ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ МЕЖЗЕРЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
Котельникова Н.В. 42

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА МЕЖКРИСТАЛЛИТНЫХ ГРАНИЦ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА МЕТОДОМ КЛАСТЕРНОГО АНАЛИЗА
Кузнецов П.В., Столбовский А.В., Козлова Т.В. 44

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ
Майер Г.Г., Москвина В.А., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Загибалова Е.А., Рамазанов К.Н., Есипов Р.С., Астафурова Е.Г. 46

ИЗУЧЕНИЕ МАКРОПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДОМ КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ
Марченко Е.С., Клопотов А.А., Устинов А.М., Абзаев Ю.А., Ясенчук Ю.Ф. 47

IN SITU УЛЬТРАЗВУКОВАЯ ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ПРОЦЕССОВ МИКРОМЕХАНИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ТОНКОВОЛОКНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ
Мороков Е.С., Левин В.М. 49

ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ УПРОЧНЕННЫХ СЛОЕВ В СТАЛИ AISI 316L С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА
Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Загибалова Е.А. 50

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СПЛАВОВ АМГ6 И ВТ6 ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ УДАРНО-ВОЛНОВОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ В УСЛОВИЯХ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ
Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Савиных А.С., Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Наймарк О.Б. 51

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРОЧАСТИЦ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ ОБРАЗЦОВ ХРУПКИХ ГОРНЫХ ПОРОД
Одинцев В.Н., Шиповский И.Е. 52

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В 3D-НАПЕЧАТАННОМ СПЛАВЕ TI-6AL-4V ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ
Панин А.В. 54

БАЙКАЛЬСКАЯ РИФТОВАЯ ЗОНА - РАЗВИВАЮЩИЙСЯ МЕГАРАЗЛОМ С МНОГОРАНГОВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ В ЛИТОСФЕРЕ ЦЕНТРАЛЬНОЙ АЗИИ
Ружич А.В., Шилько Е.В. Левина Е.А. 55

НАРУШЕНИЕ ЭФФЕКТА КАЙЗЕРА В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ PB – SN
Салита Д.С., Поляков В.В. 57

ФОРМИРОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В КАРБИДОСТАЛЯХ ПРИ ОСЕВОМ СЖАТИИ
Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н. 59

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И СТЕСНЁННЫХ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6061-T6
Сергеев М.В., Балохонов Р.Р. 61

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЕ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
Соковиков М.А., Симонов М.Ю., Оборин В.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б. 62

ВЛИЯНИЕ СЛОИСТИ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЗЕМНОЙ КОРЕ
Татаурова А.А., Стефанов Ю.П. 64

ФОРМИРОВАНИЕ ПОРОВОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГРАНУЛИРОВАННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
Ткачев Д.А., Верхошанский Я.Ю. 65

МНОГОУРОВНЕВЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
Трусов П.В., Швейкин А.И. 67

ОЦК→ГПУ→ОЦК ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ И ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА И ВАНАДИЯ
Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Суханов И.И. 69

ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД ОТ СОВМЕСТНОГО ВЛИЯНИЯ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВЛАЖНОСТИ
Усольцева О.М., Цой П.А. 71

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И ВОДОНАСЫЩЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД НА ИХ УДАРООПАСНОСТЬ
Усольцева О.М., Цой П.А. 73

ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ И СТЕПЕНИ ВОДОНАСЫЩЕНИЯ АЛЕВРОЛИТА И ИЗВЕСТНЯКА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СИГНАЛОВ МИКРОСЕЙСМИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ НАГРУЖЕНИИ ПРЯМЫМ СДВИГОМ
Усольцева О.М., Востриков В.И., Цой П.А. 75

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ, ОТ ХАРАКТЕРНОГО РАЗМЕРА НАНОЧАСТИЦ
Филиппов А.А. 77

МНОГОУРОВНЕВЫЕ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННЫЕ СТРУКТУРЫ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ: КИНЕТИКА ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ
Хон Ю.А. 79

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРНЫХ ПОРОД В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ГЛУБИНЫ ЗАЛЕГАНИЯ
Цой П.А., Усольцева О.М. 80

СРАВНЕНИЕ ПАСПОРТОВ ПРОЧНОСТИ ГОРНЫХ ПОРОД, ПОСТРОЕННЫХ ПО ДАННЫМ ПРЯМОГО СДВИГА
Цой П.А., Усольцева О.М. 81

ПОВЕДЕНИЕ УПРУГИХ ВОЛН И ДЕФОРМАЦИЙ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА ПРИ УСЛОВИИ ИДЕАЛЬНОГО КОНТАКТА И СКОЛЬЖЕНИЯ
Чертова Н.В. 83

ВЛИЯНИЕ КОНФИГУРАЦИИ ИНСТРУМЕНТА НА СТАБИЛЬНОСТЬ ПРОЦЕССА И ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МАТЕРИАЛА ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
Чумаевский А.В., Индоиту Д.В., Сударикov А.В., Иванов А.Н., Белобородов В.А., Соколов П.С., Гусарова А.В. 85

ТРЕХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ
Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И. 86

ИЗМЕНЕНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СОСТОЯНИЙ ЭЛЕКТРОНОВ ПРОВОДИМОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ИЗМЕНЕНИЯ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В СПЛАВЕ TI-6AL-4V ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ
Шулепов И.А., Ломыгин А.Д., Ботаева Л.Б., Лаптев Р.С., Власов И.В., Кашкаров Е.Б., Сыртанов М.С. 88

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ И ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 16.5CR-I8.8MN-0.53N-0.07C
Шулепов И.А., Наркевич Н.А., Ботаева Л.Б., Сыпченко В.С., Солдатов А.И., Сорокин П.В., Кашкаров Е.Б., Сыртанов М.С. 90

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОРОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГОРНЫХ ПОРОД С ПОМОЩЬЮ CAE FIDESYS
Яковлев М.Я., Быстров И.Д., Зингерман К.М., Левин В.А. 92

ПРЯМАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ: ВЛИЯНИЕ МАСШТАБА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦА
Янц А.Ю., Токарев А.А. 94

TRANSMISSION ELECTRON MICROSCOPICAL STUDY OF THE STAINLESS STEEL SPECIMENS AFTER ION-PLASMA TREATMENT
Zagibalova E.A., Moskvina V.A. 96

GAPPED MOMENTUM STATES AND PIEZO-NUCLEAR EFFECTS IN STRONGLY COUPLED MESOSCOPIC SYSTEMS
Naimark O.B. 97

СЕКЦИЯ 2. РАЗРАБОТКА ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ПОРОШКА НИКЕЛИДА ТИТАНА
Абдульменова Е.В., Кульков С.Н. 100

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОЕ ГИДРИРОВАНИЕ ПОРОШКА NI-TI, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ
Абдульменова Е.В., Кульков С.Н. 102

МЕХАНОХИМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ ТИТАН - НИКЕЛИДА ТИТАНА И ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА
Абдульменова Е.В., Поповичев К.Е., Кульков С.Н. 104

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ Ni_3Al СИНТЕЗИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА С ЧАСТИЧНОЙ ЭКСТРУЗИЕЙ
Акимов К.О. 106

РОЛЬ НАНОЧАСТИЦ В ФОРМИРОВАНИИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АНТИФРИКЦИОННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИФЕНИЛЕНСУЛЬФИДА
Алексенко В.О., Ле Тхи Ми Хиеп, Буслович Д.Г., Корниенко Л.А., Панин С.В. 108

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТЕЙ СКОЛЬЖЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА БЕЗ СМАЗКИ
Алеутдинова М.И. 109

ОСОБЕННОСТИ ИЗНОСА ИНСТРУМЕНТОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ, В ПРОЦЕССЕ СИП ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
Амиров А.И., Елисеев А.А., Белобородов В.А. 111

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАТИЧЕСКОГО И ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АТОМОВ ВНЕДРЕНИЯ C+N=(1,2-1,9) МАСС.%
Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Тумбусова И.А., Гальченко Н.К. 112

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВРЕМЕНИ СУЩЕСТВОВАНИЯ РАСПЛАВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИЛУМИНА ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА
Ашурова К.Т., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Рыгина М.Е., Воробьев М.С. 113

ХАРАКТЕРИСТИКА ТОНКОПЛЕНОЧНОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО ПОКРЫТИЯ $FE_{40}NI_{23.5}AL_{22.8}CO_{12.8}W_{0.9}$, ПОЛУЧЕННОГО РАДИОЧАСТОТНЫМ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ
Бледнова Ж.М., Бузько В.Ю. 115

ПЛОТНОСТЬ ЭЛЕКТРОННЫХ СОСТОЯНИЙ ТУРБОСТРАТНОГО ГРАФЕНА С БЕСПОРЯДКОМ ВО ВНЕШНЕМ ПОЛЕ
Бобенко Н.Г., Белослудцева А.А. 117

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ АНТИФРИКЦИОННОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ПОЛИИМИДА, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
Богданов А.А., Панин С.В., Еремин А.В., Буслович Д.Г., Алексенко В.О. 118

ПОРИСТЫЕ КРЕМНИЕВЫЕ ГАЗОПРОНИЦАЕМЫЕ МЕМБРАНЫ
Болотов В.В., Пономарева И.В., Ивлев К.Е., Князев Е.В., Соколов Д.В. 120

АТОМНАЯ РЕЛАКСАЦИЯ И КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ Cu(111)−(√3×√3)R30°–Cr
Борисова С.Д., Русина Г.Г. 122

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭЛС-СОЕДИНЕНИЯ 3D-НАПЕЧАТАННОГО СПЛАВА TI-6AL-4V
Боянгин Е.Н., Перевалова О.Б., Панин А.В., Мартынов С.А. 123

ГИБРИДНЫЕ УГЛЕПЛАСТИКИ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ
Бурков М.В., Еремин А.В., Любутин П.С. 125

МЕЖСЛОЕВАЯ АДГЕЗИЯ В КОМПОЗИТАХ (ZRB_2 – SIC - $MOSI_2$)/(C/CS)
Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буякова С.П. 126

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ, МЕТОДОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БОРИРОВАНИЯ
Бушуева Е.Г., Турло Е.М., Батаев В.А. 127

ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ ДВОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ
Буяков А.С., Шмаков В.В., Сухова М.Р., Иванюк В.А., Буякова С.П. 129

СИНЕРГЕТИЧЕСКОЕ ДЕЙСТВИЕ МЕХАНИЗМОВ УВЕЛИЧЕНИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ZRO_2
Буякова С.П., Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буяков А.С., Дедова Е.С. 130

НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ
Валиев Р.З. 131

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭНТРОПИЙНОЙ КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ
Ван Д., Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буяков А.С., Дедова Е.С., Буякова С.П. 132

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 КОНЦЕНТРИРОВАННЫМИ ПОТОКАМИ ЭНЕРГИИ
Ващук Е.С., Аксенова К.В., Невский С.А., Громов В.Е., Будовских Е.А. 134

РАЗРАБОТКА КЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ SIALON С ПОМОЩЬЮ ЭНЕРГИИ НИЗКОТЕМПЕРАТНОЙ ПЛАЗМЫ
Власов В.А., Клопотов А.А., Безухов К.А., Голобоков Н.Н., Волокитин О.Г. 135

ИЗМЕНЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ8 И ВТ14 ПОСЛЕ ПОПЕРЕЧНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ И КОНТРОЛИРУЕМОГО ОХЛАЖДЕНИЯ
Власов И.В., Гоморова Ю.Ф., Яковлев А.В., Найденкин Е.В. 137

ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТОВ ПОЛИПРОПИЛЕНА С АЛИФАТИЧЕСКИМ ПОЛИАМИДОМ
Воронцов Н.В., Марголин А.Л., Попов А.А. 139

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNi ПРИ ТВЕРДОРАСТВОРНОМ УПРОЧНЕНИИ АТОМАМИ Mo
Выродова А.В., Сараева А.А Киреева И.В., Чумляков Ю.И. 140

ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЕЧЕННЫХ ПОРИСТЫХ СПЛАВОВ TiNi
Гарин А.С., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А. 141

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОГО НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti - 50,9 АТ. % Ni ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ЦИКЛИРОВАНИИ
Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Лотков А.И., Кудряшов А.Н., Гирсова Н.В., Биттер С.М., Требушат Д.В. 143

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ НАПЛАВКИ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ, ПОЛУЧЕННОЙ ПУТЕМ ИМПУЛЬСНОЙ ПЕРЕПЛАВКИ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ W-CR-MO-ZR-TI-TA-NB-CU ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ В ЗАЩИТНОЙ СРЕДЕ АРГОНА
Гриняев К.В., Смирнов И.В., Осипов Д.А., Дитенберг И.А., Князьков А.Ф., Князьков С.А., Гаврилин А.Н. 144

СТРУКТУРА И СОСТАВ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ ALSIN+NI+ALSIN, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ
Губайдулина Т.А., Дорофеева Т.И., Сергеев В.П., Калашников М.П., Журавлёв С.А., Воронов А.В. 145

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ
Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю. 147

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦАХ СПЛАВА $TI_{49.3}NI_{50.7}$ В УСЛОВИЯХ ЗАДАНИЯ ОБРАЗЦАМ НЕУПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СОСТОЯНИИ B2-ФАЗЫ
Гусаренко А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю. 149

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 С ВВЕДЕНИЕМ В ОБЪЕМ МАТЕРИАЛА ПОРОШКОВЫХ ЧАСТИЦ МЕДИ И МЕДНЫХ СПЛАВОВ
Гусарова А.В., Добровольский А.Р., Зыкова А.П., Чумаевский А.В., Иванов А.Н., Белобородов В.А., Соколов П.С. 150

ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ПОЛИАНИЛИНА, СИНТЕЗИРОВАННОГО НА ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОБЛУЧЕННЫХ ИОНАМИ АРГОНА
Давлеткильдеев Н.А., Лобов И.А., Соколов Д.В. 151

ВЛИЯНИЕ ТУГОПЛАВКИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СТРУКТУРУ ЖАРОПРОЧНЫХ КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ
Давыдов Д.И., Казанцева Н.В., Ежов И.В., Попов Н.А. 152

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА TI/(ZRB_2-SIC)
Дегтярева Е.В., Бурлаченко А.Г., Буяков А.С., Ваулина О.Ю., Дедова Е.С., Буякова С.П. 154

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ С ДОБАВЛЕНИЕМ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК
Дедова Е.С., Ван Д., Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буяков А.С., Буякова С.П. 155

ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ УВЕЛИЧЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ ВАНАДИЕВЫХ СПЛАВОВ
Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Пинжин Ю.П., Потапенко М.М., Чернов В.М. 156

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ AL-SI-RE-N/NI/AL-SI-RE-N НАНЕСЕННЫМ МАГНЕТРОННЫМ МЕТОДОМ НА НЕРЖАВЕЮЩУЮ СТАЛЬ
Дорофеева Т.И., Губайдулина Т.А., Сергеев В.П., Воронов А.В. 157

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ГИДРОФИЛЬНОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА
Дубовиков К. М., Байгонакова Г.А., Марченко Е. С. 158

ВЛИЯНИЕ НАНОПОРИСТОСТИ АМОРФНОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО TI-NI-TA-SI СПЛАВА, СИНТЕЗИРОВАННОГО НА TINI-ПОДЛОЖКЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫМ МЕТОДОМ
Дьяченко Ф.А., Ротштейн В.П., Семин В.О., Яковлев Е.В., Мейснер Л.Л., Атовуллаева А.А. 160

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ГИБРИДНОАРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
Еремин А.В., Бурков М.В., Любутин П.С. 161

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА MG-Y-ND
Ерошенко А.Ю., Лугинин Н.А., Шаркеев Ю.П., Глухов И.А., Легостаева Е.В., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Schmidt J. 163

МЕТОДИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД НА РАЗЛИЧНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ
Ефремовцев Н.Н., Ефремовцев П.Н., Шиповский И.Е. 165

ЗАВИСИМОСТЬ ВЕЛИЧИНЫ ЭФФЕКТА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ ОТ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $TI_{49.3}NI_{50.7}$ (АТ.%) В УСЛОВИЯХ ОТСУТСТВИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Родионов И.С., Гусаренко А.А. 167

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ НЕУПРУГИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦАХ СПЛАВА $TI_{49.3}NI_{50.7}$
Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Тимкин В.Н., Родионов И.С., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г., Бобров Д.И. 169

ВЛИЯНИЕ ДВУХСТУПЕНЧАТОГО СТАРЕНИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОНИКЕЛЕВЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ TINI
Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. 171

РАСЧЕТ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ДВУХФАЗНОМ МАТЕРИАЛЕ
Заболотский А.В., Турчин М.Ю., Хадыев В.Т., Мигашкин А.О. 173

СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ ЭВОЛЮЦИЯ В КОМПОЗИТЕ ВТ6/CU, ПОЛУЧЕННОМ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ
Зыкова А.П., Гусарова А.В, Воронцов А.В., Чумаевский А.В. 174

ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ, СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА ALCOFECRNI НЕЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА
Иванов Ю.Ф., Абзаев Ю.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Клопотов А.А. 176

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК, СИНТЕЗИРОВАННЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ
Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Прокопенко Н.А., Петрикова Е.А., Крысина О.В. 177

БОРИРОВАНИЕ СТАЛИ, ИНИЦИИРОВАННОЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ
Иванов Ю.Ф., Шугуров В.В., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Толкачев О.С. 178

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДНОГО СЛОЯ НА ПОЛИУРЕТАНАХ СИНТЕЗИРОВАННЫХ ПО ДВУХСЛОЙНОЙ ТЕХНОЛОГИИ
Иванов Я.Н., Изюмов Р.И., Пелевин А.Г., Осоргина И.В., Чудинов В.С. 180

ОКИСЛЕНИЕ ВОДОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ AL/AG ДЛЯ СОЗДАНИЯ СОРБЦИОННЫХ АНТИМИКРОБНЫХ АГЕНТОВ
Казанцев С.О., Ложкомоев А.С. 182

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНЫХ МИКРОЭЛЕМЕНТОВ ЦИНК, СТРОНЦИЙ И КРЕМНИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ
Казанцева Е.А., Комарова Е.Г., Химич М.А. 184

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННО-АРМИРОВАННОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА
Каманцев И.С., Кузнецов А.В., Привалова В.В., Швейкин В.П. 186

ОЦЕНКА ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПЕРСПЕКТИВНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ТИПА 26ХМФА В ИНТЕРВАЛЕ КЛИМАТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР
Каманцев И.С., Кузнецов А.В., Путилова Е.А., Задворкин С.М., Веселов И.Н., Пышминцев И.Ю., Маргамов И.Г. 187

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЕЧЕННОМ ПОРИСТОМ СПЛАВЕ TINI–TI-CO/NI
Кафтаранова М.И., Аникеев С.Г., Артюхова Н.В., Мамазакиров О.Р., Моногенов А.Н., Ходоренко В.Н. 188

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОРИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПЕКАНИЕМ
Кафтаранова М.И., Марченко Е.С., Гарин А.С., Скосырский А.Б......190

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ОБЫЧНОГО И ДВОЙНОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ TINICU ПРИ РАСТЯЖЕНИИ
Киреева И.В., Победенная З.В., Чумляков Ю.И., Марченко Е.С......192

ЭВОЛЮЦИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ СТРУКТУРЫ СИЛУМИНА ДОЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА, ОБЛУЧЕННОГО ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ
Клопотов А.А., Иванов Ю.Ф., Устинов А.М., Абзаев Ю.А., Тересов А.Д., Загуляев Д.В., Цветков Н.А......193

ФРИКЦИОННАЯ ПЕРЕМЕШИВАЮЩАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 И МЕДИ МАРКИ М1 В СОСТОЯНИИ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ПОСЛЕ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПОЛУЧЕНИЯ
Княжев Е.О., Панфилов А.О., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В., Белобородов В.А., Соколов П.С., Жуков Л.Л......195

НЕЛИНЕЙНЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТЕРЖНЯ С НЕЛОКАЛЬНОЙ ДИФФУЗИЕЙ, СОПРОВОЖДАЕМОЙ ФАЗООБРАЗОВАНИЕМ
Князева А.Г......196

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРОВОЛОКИ И МЕТАЛЛОТРИКОТАЖА ИЗ СПЛАВА НИКЕЛИДА ТИТАНА
Ковалёва М.А., Ясенчук Ю.Ф., Байгонакова Г.А., Гюнтер С.В., Ветрова А.В......197

ВЛИЯНИЕ СТАДИЙНОСТИ ПРОЦЕССА МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОУРОВНЕВОЙ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЯХ
Комарова Е.Г., Казанцева Е.Г., Химич М.А......199

НАНОЧАСТИЦЫ FE-FE_3O_4 СО СТРУКТУРОЙ ЯДРО-ОБОЛОЧКА, КАК ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НОСИТЕЛИ ЛЕКАРСТВЕННЫХ ПРЕПАРАТОВ
Кондранова А.М., Ложкомоев А.С., Казанцев С.О......201

ТВЕРДОСТЬ И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ГИБРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ «TIB – TIC – TI»
Коржова В.В., Прибытков Г.А., Криницын М.Г., Фирсина И.А., Коростелева Е.Н......203

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ УГЛЕКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПЭЭК
Космачев П.В., Алексенко В.О., Панин С.В......204

ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ЧАСТИЦ WC НА ТВЕРДОСТЬ И ИЗНОС КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ «WC-NI_3AL»
Крылова Т.А., Чумаков Ю.А., Васильева М.П......205

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ДОБАВОК НАНОЧАСТИЦ КАРБОНИТРИДОВ ТИТАНА И УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ КОМПОЗИЦИЙ ОСНОВА/ПОКРЫТИЕ
Кузнецов П.В., Гальченко Н.К., Беляева И.В......206

БИОКЕРАМИЧЕСКИЕ ЭНДОПРОТЕЗЫ В РЕКОНСТРУКЦИИ ЧЕЛЮСТНО-ЛИЦЕВОЙ ОБЛАСТИ
Кульбакин Д.Е., Чойнзонов Е.Л., Кульков С.Н., Буяков А.С., Буякова С.П., Мухамедов М.Р......208

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛОВ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $NI_{54}FE_{19}GA_{27}$
Курлевская И.Д., Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. 210

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО И ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ
Кутенева С.В., Гладковский С.В., Недзвецкий П.Д., Черкасова Т.С. 212

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ХАРАКТЕРИСТИКИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ДВОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА
Лотков А.И., Гришков В.Н., Копылов В.И., Кашин О.А., Гирсова Н.В., Лаптев Р.С., Круковский К.В., Жапова Д.Ю., Миронов Ю.П., Бобров Д.И., Кашина О.Н., Бармина Е.Г., Гусаренко А.А. 214

КОМПЛЕКСНОЕ ПРИМЕНЕНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ НАПЛАВЛЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ТЕПЛОСТОЙКИХ СТАЛЕЙ ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТИ
Малушин Н.Н., Громов В.Е., Романов Д, А., Бащенко Л.П., Ковалев А.П. 215

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ КУРИНОЙ СКОРЛУПЫ ПРИ ИЗГИБЕ И СДВИГЕ
Меженов М.М., Желудков Д.А., Зайцев Д.В., Панфилов П.Е. 217

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УГЛЕРОДНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ В КАЧЕСТВЕ ДАТЧИКОВ ДАВЛЕНИЯ
Минакова Н.Н. 218

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ ZRX(B, C)Y
Мировой Ю.А., Бурлаченко А.Г., Грушковская А.Н., Буякова С.П. 219

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ABC-ПРЕССОВАНИИ НА ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР СПЛАВА $TI_{49.8}NI_{50.2}$
Миронов Ю.П., Сыртанов М.С., Гришков В.Н., Кашина О.Н., Жапова Д.Ю. 221

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА ИЗ СТАЛИ 08Х18Н10Т И НИХРОМОВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ
Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. 223

ПОЛУЧЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ CU-AL-NI МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПЕЧАТИ
Москвичев Е.Н., Смолин А.Ю., Шамарин Н.Н. 224

ГРАДИЕНТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ
Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н. 225

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ПЕРЕХОДНОГО КЛАССА С ВЫСОКИМИ ПРОЧНОСТНЫМИ И УСТАЛОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ
Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Лыкова О.Н. 226

РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22 ПОСЛЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ И СТАРЕНИЯ В ОБЛАСТИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ
Найденкин Е.В., Солдатенков А.П., Мишин И.П., Оборин В.А., Шанявский А.А. 227

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ
Невский С.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Сарычев В.Д., Громов В.Е. 229

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ПОВЕДЕНИЕ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ 10%CR-3%CO-3%W СТАЛИ, МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ РЕНИЕМ
Никитин И.С., Федосеева А.Э...... 230

ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНАМИ АЛЮМИНИЯ НА ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ ПОВЕХНОСТНОГО СЛОЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА
Никоненко А.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Курзина И.А...... 232

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СПЕКАНИЯ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА NIAL
Никоненко Е.Л., Федорищева М.В., Сизоненко Н.Р., Попова Н.А. 234

СТРУКТУРА И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНО-СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ TI-AL-SI-CU-N/TIC-A-C
Овчинников С.В., Кузнецов В.М. 235

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА NBTIZR, УПРОЧНЕННОГО БОРИДНЫМИ ЧАСТИЦАМИ
Озеров М.С., Степанов Н.Д., Жеребцов С.В. 237

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ NI_3AL СИНТЕЗИРУЕМЫХ МЕТОДОМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ
Осипов Д.А., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Корчагин М.А., Есиков М.А., Мали В.И. 238

РАЗРАБОТКА МЕТОДА НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ СЕНСОРНОГО SMART-СЛОЯ
Осокин В.М., Пеленев К.А., Тихонова А.А. 239

ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ГРАДИЕНТНЫХ ИЗДЕЛИЙ С УПРАВЛЯЕМОЙ СТРУКТУРОЙ НА ОСНОВЕ МЕДИ М1 И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ
Панфилов А.О., Чумаевский А.В., Никонов С.Ю., Николаева А.В., Калашников К.Н., Зыкова А.П., Княжев Е.О., Жуков Л.Л...... 240

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИНОГО СПЛАВА NIFEGA
Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Ефтифеева А.С., Тохметова А.Б., Тагильцев А.И., Суриков Н.Ю., Янушоните Э. И., Курлевская И.Д., Чумляков Ю.И...... 242

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СЛОЯ, НАПЛАВЛЕННОГО КАРБИДОМ БОРА И ХРОМА
Перовская М.В...... 244

ВЛИЯНИЕ ПОСТДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНОГО СПЛАВА
Пилипенко А.Г., Луговская А.С., Бодякова А.И. 245

ВЛИЯНИЕ АЗОТИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА W-TA-MO-NB-V-CR-ZR-TI, ПОЛУЧЕННОГО ШАРОВЫМ РАЗМОЛОМ И ИСКРОВЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ
Пинжин Ю.П., Осипов Д.А., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Гончаренко И.М. 247

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ОСЕВОМ РАСТЯЖЕНИИ НА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИТА С ПРЕДНАПРЯЖЕННОЙ УГЛЕРОДНОЙ ЛЕНТОЙ
Пляскин А.С., Клопотов А.А., Устинов А.М., Абзаев Ю.А., Буньков В.Е., Потекаев А.И., Власов Ю.А. 248

МУЛЬТИСТАДИЙНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ TINI С ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ
Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Лотков А.И., Кудряшов А.Н., Требушат Д.В. 250

ВЛИЯНИЕ ВЫДЕРЖКИ В ПРОТОЧНОМ СВИНЦОВОМ ТЕПЛОНОСИТЕЛЕ НА КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ 12 %-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823
Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Алмаева К.В., Аккузин С.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. 251

ЗЕРЕННАЯ СТРУКТУРА, СУБСТРУКТУРА И ЧАСТИЦЫ ВТОРЫХ ФАЗ В НИКЕЛЕ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ
Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. 253

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ – СТАЛЬ 10Г2ФБЮ
Почивалов Ю.И., Буякова С.П., Стилинский Я.С., Никонов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. 254

IN-SITU ДИФРАКЦИОННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МЕХАНИЧЕСКОЙ СМЕСИ $BACO_3 – CACO_3 – ZRO_2 – TIO_2$
Прач А.А., Заречнев В.В., Сыртанов М.С., Сурменева М.А., Сурменев Р.А. 255

ТИТАНОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ГОРЯЧИМ УПЛОТНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ РЕАКЦИОННЫХ СМЕСЕЙ
Прибытков Г.А. 257

СТРУКТУРА СВС-КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ CU-TI-C-B
Пугачева Н.Б., Николин Ю.В. 258

РАЗРАБОТКА ГИБРИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ 3D-ПЕЧАТИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ САМОСТЕРИЛИЗУЮЩИХСЯ РЕНТГЕНКОНТРАСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ
Расчесов Б.А., Торопков Н.Е. 260

ИМПУЛЬСНО-ПЛАЗМЕННОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TI–SI–C
Рахадилов Б.К., Буйткенов Д.Б., Колиснеченко О.В., Ескермесов Д.К., Тоимбаев А.Б. 262

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ
Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Майер Г.Г., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. 264

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ AG-NI-N НА МЕДИ, СФОРМИРОВАННОГО КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ, СОЧЕТАЮЩИМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ, ОБЛУЧЕНИЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ АЗОТИРОВАНИЕ
Романов Д.А., Почетуха В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. 265

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ SNO_2-IN_2O_3-AG-N, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМПЛЕКСНЫМ МЕТОДОМ
Романов Д.А., Почетуха В.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. 266

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ WC-AG-N ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ И АЗОТИРОВАНИЯ
Романов Д.А., Почетуха В.В., Московский С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. 267

ТЕСТОВОЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ НАПЫЛЕНИЕ МОЛИБДЕНОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ
Романов Д.А., Соснин К.В., Проинин С.Ю., Филяков А.Д. 268

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ ЧАСТИЦ FE НА ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ AL-SN
Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Криницын М.Г. 269

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИЙ TINIZRHFCOCU-CBNCONIALY
Русинов П.О., Бледнова Ж.М., Юркова А.П. 271

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКОЙ СПЛАВА SI_3N_4+$FESI_2$+SI, МОДИФИЦИРУЮЩЕГО МАЛОУГЛЕРОДИСТУЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННУЮ СТАЛЬ
Сараев Ю.Н., Безбородов В.П., Перовская М.В., Семенчук В.М. 273

ЧИСЛЕННО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПЕРЕОДИЧЕСКИХ НАГРУЗОК
Сараев Ю.Н., Каманцев И.С., Кузнецов А.В., Григорьева А.А., Семенчук В.М. 275

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $(CoCrFeNi)_{94}Al_4Ti_2$, УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ γ′-ФАЗЫ
Сараева А.А., Выродова А.В., Победенная З.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Куксгаузен Д.А. 277

ТРАНСФОРМАЦИОННОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПОРИСТОЙ КЕРАМИКЕ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ОСЕВОМ СЖАТИИ
Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Молчунова Л.М., Рыжова Л.Н., Кульков С.Н. 278

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ КАЛЬЦИЙФОСФАТНОГО ПОКРЫТИЯ НА СПЛАВЕ MG0.8CA
Седельникова М.Б., Иванов К.В., Угодчикова А.В., Шаркеев Ю.П., Толкачева Т.В., Шмидт Д. 280

ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСТЕОИНДУКТИВНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ
Сенькина Е.И., Феклина Т.Н., Булдаков М.А., Кульков С.Н. 282

ОПТИЧЕСКИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КВАРЦЕВЫХ СТЕКОЛ С НАНОКОМПОЗИТНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ НА ОСНОВЕ AL-SI-N
Сергеев В.П., Стужук В.В., Овчинников С.В., Калашников М.П., Сергеев О.В., Нейфельд В.В., Параев Ю.Н. 284

СИНТЕЗ МАТЕРИАЛОВ С ВЫРАЖЕННОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФИЛЬТРАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ В ГЕОМЕХАНИКЕ
Сердюков С.В., Рыбалкин Л.А., Шилова Т.В. 286

ПОЛУЧЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО МАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА TI-6AL-4V/TiB_2 МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ АДДИТИВНОЙ ТЕХНОЛОГИИ
Синякова Е.А., Мартынов С.А......288

ПОСТОБРАБОТКА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА TI-6AL-4V, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ
Синякова Е.А., Мартынов С.А......289

ВЛИЯНИЕ ИОНОВ ЛИТИЯ НА ГАЗОВУЮ СЕЛЕКТИВНОСТЬ СЛОЕВ ОКСИДОВ КОБАЛЬТА
Стенькин Ю.А., Соколов Д.В., Ивлев К.Е. 290

УПРАВЛЕНИЕ СЕЛЕКТИВНОСТЬЮ ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ MNO_{2-X} ПУТЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ
Стенькин Ю.А., Соколов Д.В., Ивлев К.Е. 292

КОНЦЕНТРАЦИЯ АТОМОВ ВОДОРОДА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ В ОБРАЗЦАХ СПЛАВА НА ОСНОВЕ TINI ПОСЛЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ В РАСТВОРЕ 0,9NACL РАЗЛИЧНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ
Тимкин В.Н., Лаптев Р.С., Гришков В.Н., Лотков А.И., Миронов Ю.П., Ломыгин А., Жапова Д.Ю., Бармина Е.Г., Кашина О.Н. 294

РАЗВИТИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД НАГРУЗКОЙ В СПЛАВАХ NIFEGACO В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КОБАЛЬТА
Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И......295

ВЛИЯНИЕ МЕХНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ AL_2O_3 НА ПЛОТНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ СПЕЧЕННОЙ КЕРАМИКИ
Ткачев Д.А., Бельчиков И.А. 297

ОЦЕНКА БИОРЕЗОРБЦИИ ВЫСОКОНАПОЛНЕННОГО МИНЕРАЛЬНО-ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИТА ФОСФАТ КАЛЬЦИЯ – ПОЛИЛАКТИД
Торопков Н.Е., Петровская Т.С., Фоменко А.Н......298

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ФЕРРОЭЛАСТИЧНОСТИ В СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $NI_{49}FE_{18}GA_{27}CO_6$
Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. 300

ИЗМЕНЕНИЕ ПЛОТНОСТИ КРАТЕРОВ, ОБРАЗУЮЩИХСЯ ПРИ УДАРАХ ГИПЕРСКОРОСТНЫХ ЧАСТИЦ НА ПОВЕРХНОСТИ СТЕКОЛ, ПРИ НАНЕСЕНИИ ДВУХСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ TA-SI-AL-N
Турсунханова Р.Б., Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Воронов А.В. 301

БИОМЕДИЦИНСКИЕ ВОЛОКОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИГИДРОКСИБУТИРАТА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ДОБАВОК
Тюбаева П. М., Ольхов А.А., Лобанов А.В., Попов А.А. 302

МИКРОСТУРКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОСТЕННЫХ ИЗДЕЛИЙ СИСТЕМЫ AL-MG /AL-SI, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ АДДИТИВНЫМ ПРОИЗВОДСТВОМ
Утяганова В.Р., Шамарин Н.Н., Савченко Н.Л. 303

ИЕРАРХИЯ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ МЕТАЛЛОВ ПРИ СУХОМ СКОЛЬЖЕНИИ ПО СТАЛИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА
Фадин В.В. 305

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПРОТИВОМЕТЕОРОИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ZR-RE-N
Федорищева М.В., Калашников М.П., Воронов А.В., Сергеев В.П......307

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КРАТКОВРЕМЕННЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ 9%CR СТАЛИ
Федосеева А.Э., Долженко А.С. 309

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ОБРАЗОВАНИЯ СТАБИЛЬНЫХ ЧАСТИЦ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ 9%CR СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА
Федосеева А.Э. 311

ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПРОПУСКАНИЯ ТОНКИХ ПЛЕНОК ПОЛИКАПРОЛАКТОНА ПОСЛЕ МОДИФИКАЦИИ В ПЛАЗМЕ
Филиппова Е.О......313

КОМПОЗИТЫ AL-TI, AL-TI-SI, ПОЛУЧЕННЫЕ ГОРЯЧИМ УПЛОТНЕНИЕМ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ
Фирсина И.А., Прибытков Г.А......315

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА, СФОРМИРОВАННОГО МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ
Фомин В.М., Голышев А.А., Маликов А.Г., Филиппов А.А. 317

ОСОБЕННОСТИ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ИЗДЕЛИЙ ИЗ СУПЕРСПЛАВА, СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА
Фортуна С.В., Гурьянов Д.А., Никонов С.Ю. 318

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОЛИФАЗНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТАХ ZRB_2-ZRC-SIC-BN-CNT
Хань Л., Фотин И.А., Мировой Ю.А., Буякова С.П......319

О ВЛИЯНИИ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ КОМПОЗИТНОГО ПОРОШКА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ CO-CR-MO СПЛАВА, ФОРМИРУЕМОГО АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ
Химич М.А., Ибрагимов Е.А., Яковлев В.И., Толмачев А.И., Чебодаева В.В., Сапрыкина Н.А., Сапрыкин А.А., Шаркеев Ю.П......321

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТВЕРДОСМАЗОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМПОПЛАСТИЧНОГО ПОЛИИМИДА
Ло Цзянкунь, Буслович Д.Г., Алексенко В.О., Корниенко Л.А., Панин С.В. 324

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ МИКРОДУГОВЫХ КАЛЬЦИЙФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОЧАСТИЦАМИ ОКСИГИДРОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ОКСИДА ЦИНКА
Чебодаева В.В., Седельникова М.Б., Бакина О.В......326

ХЛАДНОЛОМКОЕ СОСТОЯНИЕ И ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ, СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТИПОВ ИХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РЕШЁТОК (ГЦК, ОЦК), ПРОЧНОСТИ И НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННЫХ СОСТОЯНИЙ
Чернов В.М......328

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ И ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ Д16 И 1570С ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ И ВЫСОКОНАГРУЖЕННОМ ФРИКЦИОННОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ СО СЛОЖНОЙ КОНФИГУРАЦИЕЙ КОНТРТЕЛА
Чумаевский А.В., Зыкова А.П., Гурьянов Д.А., Иванов А.Н., Осипович К.С., Княжев Е.О., Панфилов А.О., Гусарова А.В. 330

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ, ФРАГМЕНТАЦИИ И ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ МЕДИ М1 ПРИ ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ СВАРКЕ И СУХОМ ТРЕНИИ
Чумаевский А.В., Тарасов С.Ю., Лычагин Д.В., Москвичев Е., Зыкова А.П., Гусарова А.В., Калашникова Т.А. 331

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ВЫСОКОПРОЧНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВОВ FeNiCoAlX (X=Ta, Nb, Ti), СОДЕРЖАЩИХ ЧАСТИЦЫ γ′- И β-ФАЗ
Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А. 332

ПОЛУЧЕНИЕ МУЛЛИТСОДЕРЖАЩИХ ПРОДУКТОВ ПЛАВЛЕНИЯ В СРЕДЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ
Шеховцов В.В., Гафаров Р.Е., Бакшанский Р.Ю., Волокитин О.Г. 333

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СОЗДАНИЯ SMART-СЛОЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ 3D ПЕЧАТИ
Шипунов Г.С., Баранов М.А., Никифоров А.С. 335

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ И ЦИТОСОВМЕСТИМОСТЬ НИКЕЛИДА ТИТАНА
Шишелова А.А., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А. 336

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TI-AL-N ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
Шугуров А.Р. 338

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И УСТОЙЧИВОСТИ МЕТАМАТЕРИАЛОВ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ CAE FIDESYS
Яковлев М.Я., Танасевич П.С., Вершинин А.В., Левин В.А. 340

ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ И ТВЕРДОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ В КЕРАМИКАХ TIB_2-SIC
Ян Сяо, Бурлаченко А.Г., Буякова С.П. 342

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ В АДДИТИВНО ПОЛУЧЕННЫХ ИЗДЕЛИЯХ
Яхин А., Казаченок М.С. 343

TOPOLOGICAL MAGNETIC MATERIALS OF THE $(MNSB_2TE_4)\cdot(SB_2TE_3)_N$ VAN DER WAALS COMPOUNDS FAMILY 345
Eremeev S.V., Rusinov I.P., Koroteev Yu.M., Vyazovskaya A.Yu., Hoffmann M., Echenique P.M., Ernst A., Otrokov M.M., Chulkov E.V. 345

SHORT-TERM CREEP PROPERTIES OF 10%CR-3%CO STEEL ON MICROALLOYING WITH RHENIUM AND COPPER
Fedoseeva A.E, Nikitin I.S. 346

THE IMPLANTATION OF PLASMA-MODIFIED POLYLACTIC ACID FILMS INTO THE ANTERIOR CHAMBER OF EYE
Filippova E.O., Zhuravleva A.D., Gorbunova E.A. 347

A COMPARATIVE STUDY ON THERMAL AND DIELECTRIC PROPERTIES OF POLYMER COMPOSITES FILLED WITH H-BN
Lebedev S.M. 348

EFFECT OF SHORT-TERM AGING ON THE LOW CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF ADVANCED 10% CR STEEL
Mishnev R., Dudova N., Kaibyshev R. 350

EFFECT OF ROLLING TEMPERATURE AND THICKNESS REDUCTION ON THE STRENGTH OF A 316L STEEL
Odnobokova M.V., Belyakov A.N. 351

THE FEATURES OF HYDROGEN EMBRITTLEMENT OF ELECTRON BEAM ADDITIVE MANUFACTURED AUSTENITIC STEEL
Panchenko M.Yu., Moskvina V.A., Melnikov E.V., Astafurov S.V., Reunova K.A., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A., Astafurova E.G. 352

PIEZOELECTRIC RESPONSE IN HYBRID MICROPILLAR ARRAYS OF POLY(VINYLIDENE FLUORIDE) AND REDUCED GRAPHENE OXIDE
Pariy I.O., Shvartsman V.V., Lupascu D.C., Sukhorukov G.B., Ludwig T., Mathur S., Surmeneva M.A., Surmenev R.A. 353

СЕКЦИЯ 3. ПЕРЕДОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ И ОБЪЕМНЫХ МАТЕРИАЛОВ

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ
Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Колубаев Е.А. 356

АНТИБАКТЕРИАЛЬНАЯ АКТИВНОСТЬ НАНОКОМПОЗИТА ZNO-$ZNFE_2O_4$, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ВЗРЫВОМ ПРОВОДНИКОВ
Бакина О.В., Глазкова Е.А., Сваровская Н.В.,Чжоу В.Р., Ворнакова Е.А., Сулиз К.В. .. 357

СТАБИЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ТОЛЩИНОЙ 35 ММ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ
Белобородов В.А., Калашникова Т.А. 359

ПОЛУЧЕНИЕ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ОТ4-1 СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ
Елисеев А.А. 360

РАЗЛИЧИЯ В СТРУКТУРЕ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ МАТЕРИАЛА В РАЗНЫХ НАПРАВЛЕНИЯХ, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ТОЛЩИНОЙ 35 ММ
Жуков Л.Л., Рубцов В.Е., Калашникова Т.А. 361

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ И УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ ПЕЧАТИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ ТЕХНОЛОГИИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ БЛОКОВ ИЗ МЕДИ МАРКИ М1
Захаревич И., Осипович К.С., Никонов С.Ю., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Жуков Л.Л., Кушнарев Ю.В. 362

ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ПОДЛОЖКИ НА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВУЮ 3D-ПЕЧАТЬ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПРОВОЛОКИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6
Калашников К.Н. 363

ПРИЧИНЫ ФОРМИРОВАНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ПРОВОЛОЧНОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА
Калашников К.Н. 365

ИЗМЕНЕНИЕ УСЛОВИЙ ТЕПЛООТВОДА КАК СПОСОБ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ЛОКАЛЬНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ
Калашников К.Н., Княжев Е.О. 366

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА АМГ5 ТОЛЩИНОЙ 35 ММ
Калашникова Т.А. 367

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДИАМЕТРОВ МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК ИЗ АНАЛИЗА ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИХ СНИМКОВ
Кудряшов Б.С, Пономарёв А.Н, Белослудцева, А.А Барабашко М.С. 368

ЗАПАСЕННАЯ ЭНЕРГИЯ ДЕТОНАЦИОННОГО НАНОАЛМАЗА
Кудряшова О.Б., Петров Е.А. 369

РАЗВИТИЕ СОВРЕМЕННЫХ КОМБИНИРОВАННЫХ СПОСОБОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ НА ОСНОВЕ ЛАЗЕРНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ
Макаров А.В. 370

УПРОЧНЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНО-ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ
Макаров А.В., Чалина М.А., Лежнин Н.В., Волкова Е.Г. 372

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ МАТЕРИАЛА «АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ/АУСТЕНИТНАЯ СТАЛЬ + СПЛАВ NICR», ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОВОЛОЧНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ 3D-ПЕЧАТИ
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Москвина В.А., Майер Г.Г., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. 374

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОСВЯЗИ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКЕ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ С ДИНАМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ПРИМЕНЯЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ
Непомнящий А.С., Семенчук В.М., Сараев Ю.Н. 375

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПРИ КАПЕЛЬНОМ И ПОСЛОЙНОМ МЕТОДЕ НАНЕСЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ПЕЧАТИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ АДДИТИВНОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ ТЕХНОЛОГИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ МЕДИ М1 И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08Х18Н10Т
Осипович К.С., Никонов С.Ю., Жуков Л.Л. 377

ВЛИЯНИЕ СИНТЕЗА И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТНОГО TI-NI-TA-SI СПЛАВА НА УРОВЕНЬ И ЭВОЛЮЦИЮ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ TINI ПОДЛОЖКИ
Остапенко М.Г., Семин В.О., Нейман А.А., Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л. 378

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ПАРАМЕТРЫ ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА ОСНОВЕ α-TI В СПЛАВЕ TI-6AL-4V
Перевалова О.Б., Панин А.В. 380

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ И МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПРИ РАЗРАБОТКЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
Рыгин А.В., Клименов В.А., Фёдоров В.В., Стрелкова И.Л., Матренин С.В., Батранин А.В. 381

УПРАВЛЕНИЕ ПЛАВЛЕНИЕМ И ПЕРЕНОСОМ ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ В СРЕДЕ ЗАЩИТНЫХ ГАЗОВ
Сараев Ю.Н., Григорьева А.А., Семенчук В.М., Непомнящий А.С. 382

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ДУГОВОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ
Семенчук В.М., Непомнящий А.С., Нестерук Д.А., Сараев Ю.Н. 384

ТОНКАЯ СТРУКТУРА АМОРФНОЙ ФАЗЫ, СФОРМИРОВАННОЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ АДДИТИВНОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОГО СПОСОБА СИНТЕЗА ПОВЕРХНОСТНОГО TI-NI-TA-SI СПЛАВА НА TINI ПОДЛОЖКЕ
Семин В.О., Дьяченко Ф.А, Гудимова Е.Ю., Мейснер Л.Л. 386

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА В РЕЗУЛЬТАТЕ НЕПРАВИЛЬНОГО ПОДБОРА ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ
Соколов П.С., Калашников К.Н. 388

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СПЕКАНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 316L, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ FDM ИЗ МЕТАЛЛ-ПОЛИМЕРНОГО ФИДСТОКА
Торопков Н.Е., Криницын М.Г., Лернер М.И. 390

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ ЖЕЛЕЗО-МЕДЬ С ПРИМЕНЕНИЕМ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
Торопков Н.Е., Криницын М.Г., Лернер М.И. 392

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОЛОМКИ ИНСТРУМЕНТА ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА Д16 ТОЛЩИНОЙ 20 ММ ИНСТРУМЕНТОМ ТИПА BOBBIN TOOL
Чумаевский А.В., Осипович К.С., Иванов А.Н. 394

ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОДИСПЕРСНОМ ДИОКСИДЕ КРЕМНИЯ, ПРОТЕКАЮЩИЕ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
Шеховцов В.В., Волокитин О.Г. 395

EBSD CHARACTERIZATION OF FRICTION-STIR PROCESSED 6061-T6 ALUMINUM ALLOY
Kalinenko A.A., Vysotskiy I.V., Malopheyev S.S., Mironov S.Yu., Kaibyshev R.O. 397

СЕКЦИЯ 4. ФИЗИКА ПЛАСТИЧНОСТИ И ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ПОЛЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ МЕТАЛЛА ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 12Х1МФ ВБЛИЗИ ЗОН ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ
Абабков Н.В., Смирнов А.Н., Попова Н.А., Никоненко Е.Л. 399

IN SITU ИССЛЕДОВАНИЯ ЛОКАЛИЗАЦИИ НА МАКРО- И МЕЗУРОВНЯХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛЕЙ В СВАРНОМ ШВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0 ПРИ ДЕФОРМАЦИИ РАСТЯЖЕНИЕМ
Абзаев Ю.А., Клопотов А.А., Слободян М.С., Курган К.А., Устинов А.М., Клопотов В.Д. 400

ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕХАНИЗМОВ ДИСЛОКАЦИОННОГО СКОЛЬЖЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ
Аглетдинов Э.А., Ясников И.С., Виноградов А.Ю. 402

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Ким А.В. 404

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ СТАЛЕЙ РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ КЛАССОВ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Аксенова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ващук Е.С. 405

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЭК-181 И ЭП-823
Алмаева К.В., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Химич М.А., Линник В.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. 406

УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА 1420Т
Бочкарева А.В., Шляхова Г.В. 408

ВЛИЯНИЯ ВУЛКАНИЗАЦИИ И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ДВОЙНЫХ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ПОЛИЭТИЛЕНА НИЗКОЙ ПЛОТНОСТИ С ДОБАВКАМИ НАТУРАЛЬНОГО КАУЧУКА НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУЧАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ
Варьян И.А., Колесникова Н.Н., Аншин С.М., Попов А.А. 409

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ TI-AL-V В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ
Грабовецкая Г.П., Степанова Е.Н., Мишин И.П., Забудченко О.В. 411

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕДНЫХ УДАРНИКОВ
Грачёва Н.А., Родионов Е.С., Майер А.Е. 412

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CANTOR
Громов В.Е., Рубанникова Ю.А., Коновалов С.В., Семин А.П. 413

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ РЕЛЬСОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНО ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В.Е., Рубанникова Ю.А., Перегудов О.А. 415

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ВТ6/CU, ПОЛУЧЕННОГО ФРИКЦИОННОЙ ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКОЙ
Гусарова А.В, Зыкова А.П., Воронцов А.В., Чумаевский А.В. 417

АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ГЦК СПЛАВЕ СО СТАБИЛЬНОЙ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРОЙ
Данилов В.И., Горбатенко В.В., Орлова Д.В., Данилова Л.В., Зуев Л.Б. 419

ПРИМЕНЕНИЕ КЛАСТЕРИЗАЦИОННОГО МЕТОДА АНАЛИЗА ДАННЫХ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА
Дмитриев А.А., Поляков В.В. 421

ПРОЯВЛЕНИЕ ПРИЗНАКОВ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ВВЕДЕНИИ SIO_2 В ЦИРКОНИЕВУЮ КЕРАМИКУ, УПРОЧНЕННУЮ ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ
Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Васюков В.М., Овчинников П.Н......423

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА
ДолженкоА.С., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О......425

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА АК10М2Н ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ
Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Якупов Д.Ф., Устинов А.М......427

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ *ABC*-ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $TI_{49.8}NI_{50.2}$
Кашин О.А., Круковский К.В., Гришков В.Н., Лотков А.И., Бобров Д.И., Кашина О.Н., Гирсова Н.В., Миронов Ю.П......429

УДАЛЕНИЕ ОСТАТКОВ ПОРОШКА ЯЧЕИСТОЙ КОНСТРУКЦИИ СО СТРУКТУРОЙ ГИРОИДА С ПОМОЩЬЮ УЛЬТРАЗВУКА
Козадаева М.П., Сурменева М.А., Храпов Д.А......430

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПАРАМЕТРЫ АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т
Колосов С.В., Никонова А.М., Баранникова С.А., Зуев Л.Б......432

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т
Колосов С.В., Надежкин М.В., Шляхова Г.В., Баранникова С. А., Зуев Л. Б......433

НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ НА ПАРАБОЛИЧЕСКОЙ СТАДИИ В ТЕХНИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ЦИРКОНИЯ
Колосов С.В., Зуев Л.Б......434

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СКОРОСТЬ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКА В ПРОЦЕССЕ РАСТЯЖЕНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ
Колосов С.В., Надежкин М.В., Никонова А.М., Баранникова С.А......436

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И ПРОЧНОСТЬ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ
Кочанов А.Н......438

ПРЯМАЯ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ С УЧЕТОМ ЗАРОЖДЕНИЯ МИКРОТРЕЩИН
Курмоярцева К.А., Трусов П.В......440

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ И ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ MG-Y-ND
Легостаева Е.В., Ерошенко А.Ю., Лугинин Н.А., Белявская О.А., Вавилов В.П., Скрипняк В.А., Чулков А.О., Козулин А.А., Скрипняк В.В., Schmidt J., Шаркеев Ю.П......442

ВЛИЯНИЕ КРИОГЕННОЙ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Алмаева К.В., Москвичев Е.Н......445

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ОТКЛИКА ПЬЕЗОСОДЕРЖАЩЕЙ СРЕДЫ С ДЕФЕКТАМИ НА ПРОХОЖДЕНИЕ УПРУГОЙ ВОЛНЫ
Люкшин Б.А., Уцын Г.Е......446

ВЛИЯНИЕ АДГЕЗИИ НА ТРЕНИЕ СКОЛЬЖЕНИЯ МЕЖДУ МЯГКИМ ЭЛАСТОМЕРОМ И ЖЕСТКИМ ИНДЕНТОРОМ
Ляшенко Я.А., Попов В.Л......447

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМБИНИРОВАННОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ35
Мишин И.П., Найденкин Е.В., Раточка И.В., Лыкова О.Н., Забудченко О.В., Манишева А.И., Александровский Э.К......449

СТАДИЙНОСТЬ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕДНО-НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ ОТ СОДЕРЖАНИЯ НИКЕЛЯ
Надежкин М.В., Баранникова С.А., Зуев Л.Б......450

ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ
Надежкин М.В., Баранникова С.А. 452

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ КОВКОЙ С УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ЧАСТОТОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА CR-MN-N СТАЛИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ РАСТЯЖЕНИИ
Наркевич Н.А., Дерюгин Е.Е., Перевалова О.Б......454

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ АЛЮМИНИИ
Нехорошева О., Шахиджанов В.С., Романова В.А. 455

СОДЕРЖАНИЕ ФАЗ И СТРУКТУРНЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ $ALMGB_{14}$, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ХИМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ
Никитин П.Ю., Абзаев Ю.А., Матвеев А.Е., Жуков И.А., Волокитин О.Г. 456

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА ИЗНОС МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ 110Г13 ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ
Новицкая О.С. 458

КИНЕТИКА АВТОВОЛН ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ НА СТАДИИ УСКОРЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ
Орлова Д.В., Данилова Л.В., Зуев Л.Б. 460

КИНЕТИКА ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ТРИП-СТАЛИ
Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Зуев Л.Б. 461

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОСРЕДСТВОМ ХИМИЧЕСКОГО ТРАВЛЕНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ИЗГОТОВЛЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО СИНТЕЗА ИЗ СПЛАВА TI6AL4V
Павельева А.А., Храпов Д., Козадаева М.П......462

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ ГЕТЕРОМОДУЛЬНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ КАРБИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ
Пажин А.А., Еремин М.О., Мировой Ю.А. 464

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И УГЛЕРОДОМ
Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Москвина В.А., Михно А.С. 465

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРОЕНИЯ ПЕРЛИТА МЕТОДАМИ АСМ
Попова Е.А., Зуев Л.Б. 466

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 09Г2С ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В РЕЖИМЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Почивалов Ю.И., Хисаметдинов Н.А. 467

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ, РАБОТАЮЩЕЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ
Путилова Е.А., Крючева К.Д. 468

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ22 ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ
Раточка И.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П., Найденкин Е.В. 469

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ АЗОТА НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ СПЛАВЕ FEMNCRNICO
Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Москвина В.А., Семейкина Д.Д. 470

НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ДИОКСИДЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ
Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Горбатенко В.В., Кульков С.Н. 471

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННОГО АТОМАМИ АЗОТА
Семейкина Д.Д., Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Москвина В.А. 473

ФИЗИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ НЕУПРУГОЙ НЕОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ НИЗКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ
Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю. 474

ВЛИЯНИЕ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА V–CR–TA–ZR
Смирнов И.В., Гриняев К.В., Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Потапенко М.М., Чернов В.М. 476

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОГО КОЭФФИЦИЕНТА ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛОВ В РАМКАХ КВАЗИВЯЗКОГО МЕХАНИЗМА МАССОПЕРЕНОСА
Суханов И.И., Тюменцев А.Н. 477

ОСОБЕННОСТИ СУБСТРУКТУРНОГО И ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ В СПЛАВАХ CU-AL И CU-MN
Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Клопотов А.А., Таюкин Г.И., Волокитин О.Г. 478

ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВОВ С ПЕРЕРЕЗАЕМЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ НА ПРИМЕРЕ AL-CU СПЛАВА УПРОЧНЕННОГО МЕДНЫМИ КЛАСТЕРАМИ
Фомин Е.В., Майер А.Е., Красников В.С. 480

ТРЕХУРОВНЕВАЯ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННАЯ МОДЕЛЬ: ПРИЛОЖЕНИЕ К ОПИСАНИЮ ЭФФЕКТА ПОРТЕВЕНА – ЛЕ ШАТЕЛЬЕ
Чечулина Е.А., Попов Ф.С. 482

КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТАДИЙ ПЛОЩАДКИ ТЕКУЧЕСТИ И ЛИНЕЙНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ
Чирков А., Ерёмин М.О. 484

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ TRIP СПЛАВОВ СИСТЕМЫ FE-CO-NI-CR-C
Шайсултанов Д.Г., Поволяева Е.А., Степанов Н.Д. Жеребцов С.В. 485

МЕХАНИЗМЫ ЗАРОЖДЕНИЯ И РОСТА ТРЕЩИН В ОБЛАСТИ СВМУ ДЛЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ FE, TI, NI И AL
Шанявский А.А., Никитин А.Д., Солдатенков А.П. 486

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БИОИНЕРТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, НИОБИЯ И ЦИРКОНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ
Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Майрамбекова А.М. 487

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ АЛЮМИНИИ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ
Шахиджанов В.С., Власов И.В., Нехорошева О., Романова В.А. 489

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕЖИМА СТАРЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА С ПОСТОЯННЫМ МОДУЛЕМ УПРУГОСТИ
Шляхова Г.В., Бочкарева А.В., Надежкин М.В., Зуев Л.Б. 490

О МОДЕЛИ КОМПАКТИРОВАНИЯ НАНОПОРОШКА МЕТАЛЛА
Эбель А.А., Майер А.Е. 491

GAPPED MOMENTUM STATES AND PIEZO-NUCLEAR EFFECTS IN STRONGLY COUPLED MESOSCOPIC SYSTEMS
Naimark O.B. 492

KINETICS OF CRACK BRIDGED ZONE FORMATION IN SELF-HEALING PROCESS
Perelmuter M.N. 494

TOWARDS HALL-PETCH LAW AND FLOW STRESS FOR A CLASS OF POLYCRYSTALLINE MATERIALS WITH EQUILIBRIUM DEFECT STRUCTURE
Ivic Z., Cevizovic D., Reshetnyak A.A. 496

СЕКЦИЯ 5. МОДЕЛИРОВАНИЕ И КОМПЬЮТЕРНЫЙ ДИЗАЙН

ТОБЕРМОРИТОВЫЕ МОДЕЛИ РИЧАРДСОНА, АДАПТИРОВАННЫЕ К ГИДРАТИРОВАННОМУ ПОРТЛАНДЦЕМЕНТУ
Абзаев Ю.А., Коробков С.В., Клопотов А.А. 500

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ОБЪЕМА И ЧИСЛА ЗАРОДЫШЕВЫХ ЦЕНТРОВ МОДЕЛЬНОЙ СИСТЕМЫ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ГЕНЕРИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ
Анисимова М.А., Лоос Е.М., Князева А.Г. 501

ПРОБЛЕМЫ РЕАЛИЗАЦИИ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ ДЛЯ КОМПОЗИТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ДВОЙНОЙ КРИВИЗНЫ
Аннин Б.Д., Карпов Е.В., Ларичкин А.Ю., Москвичев Е.В. 502

ОЦЕНКА ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОНТИНЕНТАЛЬНОЙ ЛИТОСФЕРЫ ДЛЯ ЧИСЛЕННОГО АНАЛИЗА НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ
Ахметов А.Ж. 503

НЕКОТОРЫЕ МЕТОДЫ СОЕДИНЕНИЯ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК В ЯЧЕИСТЫХ МЕТАМАТЕРИАЛАХ
Ахметшин Л.Р. 505

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ДИФФУЗИЮ КИСЛОРОДА В AL_2O_3
Бакулин А.В., Матыскина Е.В., Кулькова С.Е. 507

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ ЭВОЛЮЦИИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ
Балохонов Р.Р., Романова В.А. 509

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАГНИТНЫХ КЛАСТЕРОВ Fe_n, Co_n, Ni_n (n = 2-6) МЕТОДАМИ НЕЛОКАЛЬНЫХ ФУНКЦИОНАЛОВ ПЛОТНОСТИ
Безносюк С.А. Блюм А.Г., Жуковский М.С., Никольский С.Н. 511

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКИХ СИСТЕМ $A^{II}B^{IV}As_2$
Безносюк С.А., Терентьева Ю.В., Гайдукова А.А., Волков Д.А. 513

ЛОГАРИФМИЧЕСКАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ОТ ПЛОТНОСТИ КОЭФФИЦИЕНТА ГРЮНАЙЗЕНА ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПОВЕДЕНИЯ СИЛЬНОПОРИСТЫХ ВЕЩЕСТВ
Бельхеева Р.К. 515

МОДЕЛИРОВАНИЕ УПРАВЛЯЕМОГО СИНТЕЗА ИНТЕРМЕТАЛЛИДА В РЕЖИМЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ТЕПЛОВОГО ВЗРЫВА С УЧЕТОМ ДЕТАЛЬНОЙ КИНЕТИКИ ХИМИЧЕСКИХ РЕАКЦИЙ
Букрина Н.В., Князева А.Г. 517

МОДЕЛЬ СИНТЕЗА КОМПОЗИТА В РЕЖИМЕ ТЕПЛОВОГО ВЗРЫВА ПОРОШКОВОЙ ПРЕССОВКИ В УСЛОВИЯХ КОНТРОЛИРУЕМОГО НАГРЕВА
Букрина Н.В., Барановский А.В. 519

ВЛИЯНИЕ УЧЕТА ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПРОДУКТА СИНТЕЗА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ
Букрина Н.В., Князева А.Г. 520

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛОС ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИЙ В ПОРОУПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЛЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА СПЕКТРАЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ГРАФИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОРАХ
Вершинин А.В., Левин В.А., Подладчиков Ю.Ю. 522

ВОЛНОВАЯ ПРИРОДА ПЛАСТИЧНОСТИ И ЛОКАЛИЗОВАННОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ В МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЯХ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ
Власова А.М. 524

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАКОПЛЕНИЯ КОНТАКТНО-УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ТЕЛ В УСЛОВИЯХ ФРИКЦИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ
Горячева И.Г. 526

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ
Григорьев А.С., Шилько Е.В. 528

СРАВНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ДИСПЕРСНО НАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ В ПЛОСКОЙ И ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ПОСТАНОВКЕ
Гришаева Н.Ю., Люкшин Б.А., Панов И.Л., Панин С.В. 530

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМАХ Cu-Al В УСЛОВИЯХ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Смолин А.Ю. 532

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ АДДИТИВНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В РАМКАХ МИКРОМЕХАНИКИ
Дымнич Е., Романова В.А., Балохонов Р.Р., Мохэбби М. С., Плошихин В. 533

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАТИМОГО ТРАНСФОРМАЦИОННОГО ПЕРЕХОДА В МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ
Евтушенко Е.П., Балохонов Р.Р. 534

РАЗРАБОТКА ЧИСЛЕННОЙ ТРЕХМЕРНОЙ МОДЕЛИ КОЛЕННОГО СУСТАВА НА ОСНОВЕ МЕТОДА ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ
Еремина Г.М., Смолин А.Ю. 535

ОБЗОР МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОЯСНИЧНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ ЭНДОПРОТЕЗИРОВАНИИ
Еремина Г.М., Смолин А.Ю. 536

РАЗВИТИЕ ФОРМАЛИЗМА МЕТОДА ЧАСТИЦ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ВЯЗКОУПРУГИМ КАРКАСОМ
Жлудько Н.В., Димаки А.В., Шилько Е.В. 537

ВЛИЯНИЕ РАССТОЯНИЯ МЕЖДУ НАПРЯЖЕННЫМИ ЗОНАМИ КОНСТРУКЦИЙ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ
Заболотский А.В., Турчин М.Ю., Хадыев В.Т., Мигашкин А.О., Данильченко С.В. 539

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕЖДУ ОБМЕННО РАСЩЕПЛЕННЫМИ СОСТОЯНИЯМИ ДИРАКА И РАШБЫ В ИНТЕРФЕЙСЕ $MnBi_2Te_4$ /BiTeI
Зайцев Н.Л., Русинов И.П., Меньщикова Т.В., Чулков Е.В. 540

ОСОБЕННОСТИ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ ПРИ ДИАМЕТРАЛЬНОМ СЖАТИИ
Зимина В.А., Смолин И.Ю. 542

АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ХРУПКОГО И ВЯЗКОГО РАСПРОСТРАНЕНИЙ ТРЕЩИН В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ
Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В. 544

МОДЕЛЬ ПОРОУПРУГОСТИ ДЛЯ ПОРИСТОГО БИОМАТЕРИАЛА, НАПОЛНЕННОГО НЕИДЕАЛЬНОЙ ДВУХКОМПОНЕНТНОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТЬЮ
Князева А.Г. 545

ОСОБЕННОСТИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ, СОПРОВОЖДАЕМОЙ ОБРАЗОВАНИЕМ НОВОЙ ФАЗЫ, ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ПОТОКОМ ЧАСТИЦ
Князева А.Г., Маслов А.Л. 546

ДВУХУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ ПОКРЫТИЕМ И ПОДЛОЖКОЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ
Князева А.Г., Крюкова О.Н., Маслов А.Л. 548

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СИНТЕЗА КОМПОЗИТОВ С ОКСИДНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ С УЧЕТОМ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
Князева А.Г., Крюкова О.Н. 549

РАЗРАБОТКА И ВАЛИДАЦИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОГРАММИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СЭНДВИЧ-КОНСТРУКЦИЙ
Колотилов В.А., Ядренкин М.А. 550

КРИСТАЛИЗАЦИЯ НАНОЧАСТИЦ МЕДИ ПРИ КАСАНИИ ХОЛОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ. МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ
Коростелев С.Ю., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю. 552

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ НАГРУЖЕНИИ НАНОПЛЕНОК FeNi С ГРАДИЕНТНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ
Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Чумаков Ю.А., Григорьев А.С. 554

ОСОБЕННОСТИ ГРАДИЕНТНОЙ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ FeNi ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Чумаков Ю.А., Григорьев А.С. 555

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СКОРОСТЕЙ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ ВОЛН В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ
Кривошеина М.Н. 556

АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ РАСКРЫТИЯ ТРЕЩИНЫ В МОНОКРИСТАЛЛЕ НИКЕЛЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ
Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Зольников К.П. 557

СВЯЗАННАЯ МОДЕЛЬ РАСЧЕТА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ МАТЕРИАЛА С ТОНКИМ ПОКРЫТИЕМ
Крюкова О.Н., Маслов А.Л. 558

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА КОЭФФИЦИЕНТ ДИФФУЗИИ КИСЛОРОДА В Ti-Al СПЛАВАХ В ТЕОРЕТИЧЕСКИХ МЕТОДАХ
Кулькова С.Е., Чумакова Л.С., Бакулин А.В., Чокпарова Г.А. 559

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ ФЛЮИДОНАСЫЩЕННЫХ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ ПРИ ОДНООСНОМ СЖАТИИ
Лапшина А.А. 561

ПРОМЫШЛЕННЫЙ ПАКЕТ «ФИДЕСИС» – ИНСТРУМЕНТАРИЙ ДЛЯ МНОГОМАСШТАБНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ. ЭФФЕКТИВНЫЕ СВОЙСТВА. МЕТАМАТЕРИАЛЫ. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
Левин В.А. 563

ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТА ДУАЛЬНОСТИ КРИВОЙ ВЁЛЕРА И ИЗМЕНЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ С ИЗМЕНЕНИЕМ ЧАСТОТЫ НАГРУЖЕНИЯ ПРИ МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ
Ледон Д.Р., Наймарк О.Б. 564

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ
Любутин П.С., Бурков М.В., Еремин А.В. 565

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕНО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОМПОЗИТА ПО КОТОРОМУ ПРОХОДИТ ПОСТОЯННЫЙ ЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ТОК
Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Панин С.В., Матолыгина Н.Ю. 566

ВЛИЯНИЕ ОРГАНИЗАЦИИ РАСПОЛОЖЕНИЯ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ПРОЧНОСТЬ ДВОЙНЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ
Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю. 567

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА ФИЛЬТРАЦИЮ БИОЛОГИЧЕСКОЙ ЖИДКОСТИ ЧЕРЕЗ ДВУХСЛОЙНУЮ СТЕНКУ КАПИЛЛЯРА
Назаренко Н.Н., Князева А.Г. 568

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СОСТАВА ПОКРЫТИЯ И ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
Назаренко Н.Н., Князева А.Г. 569

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ СФЕРИЧЕСКИХ ИЗЛУЧАТЕЛЕЙ ИЗ ПОРИСТОЙ ПЬЕЗОКЕРАМИКИ С ДВУМЯ ТИПАМИ МНОГОЭЛЕКТРОДНЫХ ПОКРЫТИЙ
Наседкин А.В. 570

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ α-Ti В УСЛОВИЯХ, ИМИТИРУЮЩИХ УЛЬТРАЗВУКОВУЮ УДАРНУЮ ОБРАБОТКУ
Никонов А.Ю., Дмитриев А.И. 572

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СЖАТИЕМ Cu-Al КРИСТАЛЛОВ РАЗНОГО РАЗМЕРА
Никонов А.Ю., Дмитриев А.И., Лычагин Д.В., Новицкая О.С., Бибко А.А. 574

ИНИЦИИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В ПОЛУПРОЗРАЧНОМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ В УСЛОВИЯХ СОПРЯЖЕННОГО ТЕПЛООБМЕНА
Овчинников Е.Н., Князева А.Г. 575

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТЕПЛОВЫХ, ДИФФУЗИОННЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЛН В УСЛОВИЯХ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ПОТОКОМ ЧАСТИЦ
Парфенова Е.С., Князева А.Г. 576

МИКРОМЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ МЕЗОСКОПИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В α-ТИТАНЕ
Писарев М., Емельянова Е.С., Зиновьева О.С., Романова В.А. 578

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ ДОМЕННЫХ СТЕНОК НА ЭЛЕКТРОННУЮ СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ТОПОЛОГИЧЕСКИХ ИЗОЛЯТОРОВ
Русинов И.П., Меньшов В.Н., Чулков Е.В. 579

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СУПЕРОКСИДНОГО ИОНА С АКТИВНЫМИ ЦЕНТРАМИ СОД И ЦИТОХРОМА С В НИЗКОРАЗМЕРНЫХ МЕМБРАНАХ КЛЕТОК
Рябых А.В., Попова Е.А., Маслова О.А., Безносюк С.А. 580

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ГПУ СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
Скрипняк В.В., Иохим К.В.,Скрипняк В.А. 582

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТРЕНИЯ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОЙ НАПЛАВКИ
Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Григорьев А.С., Шилько Е.В. 583

ТРЁХМЕРНАЯ ЧИСЛЕННАЯ МАКРОМОДЕЛЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ БЕДРЕННОГО И КОЛЕННОГО СУСТАВОВ РЕАЛЬНОЙ ГЕОМЕТРИИ ПРИ АКУСТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Смирнова У.В. 584

ВЛИЯНИЕ КРИТЕРИЕВ РАЗРЫВА И ОБРАЗОВАНИЯ СВЯЗЕЙ МЕЖДУ ЧАСТИЦАМИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СЛОЯ ТРЕНИЯ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МЕТОДОМ ПОДВИЖНЫХ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ
Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Шилько Е.В. 586

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ ПРИ ВЫГЛАЖИВАНИИ НАКЛОННЫМ ЦИЛИНДРИЧЕСКИМ ИНСТРУМЕНТОМ
Смолин И.Ю., Казакбаева А.А. 587

ОСОБЕННОСТИ РАСПРОСТРАНЕНИЯ УПРУГИХ ВОЛН В АУКСЕТИКАХ
Туч Е.В., Кривошеина М.Н. 589

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТЕПЕНИ ИЗГИБА СЕГМЕНТА ШЕЙНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА НА ЕГО НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ
Чайковская Т.В. 590

КРИТИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ ИНИЦИИРОВАНИЯ ХИМИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В ПЛЕНКЕ НА ИНЕРТНОЙ ПОДЛОЖКЕ ЛАЗЕРНЫМ ИМПУЛЬСОМ
Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г. 591

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ КОРОТКИМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ
Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г. 592

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОДЕЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ СУСТАВА ЭЛЕМЕНТАРНОЙ ФОРМЫ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ
Чирков А.О., Еремина Г.М., Смолин А.Ю., Еремин М.О. 593

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОГО СОСТАВА МНОГОКОМПОНЕНТНОЙ ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ НА МЕХАНИЗМ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ ПРОДУКТОВ СИНТЕЗА В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ
Чумаков Ю.А. 595

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛИЦИДА ТИТАНА Ti_5Si_3
Чумакова Л.С., Бакулин А.В., Кулькова С.Е. 596

ТРЕХУРОВНЕВЫЙ МЕТОД ПРОЕКТИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ГИБРИДНЫХ ВОЛОКОННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ НА МАТРИЦЕ, УПРОЧНЕННОЙ НАНО- И МИКРОЧАСТИЦАМИ
Шилько С.В. 598

РАЗВИТИЕ ФОРМАЛИЗМА МЕТОДА ЧАСТИЦ ДЛЯ ДИНАМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА РАЗРУШЕНИЯ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СОСТОЯНИЯ ОГНЕУПОРНЫХ КЕРАМИК ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ
Шилько Е.В., Григорьев А.С., Дмитриев А.И., Андреев К. 600

HIERARCHICAL DEFORMABLE AND RIGID ASSEMBLAGES (HIDRA) METHOD FOR COARSE–GRAINED MODELING
Panchenko A.Yu., Podolskaya E.A., Berinskii I.E. 602

REACTION OF THE GRAPHENE VALENCE ELECTRONIC SYSTEM TO AN EXTERNAL ELECTRIC FIELD
Silkin V.M. 603

A SIMPLE CONTACT MECHANICAL MODEL FOR TANGENTIAL FRETTING WEAR OF AXISYMMETRIC CONTACTS
Willert E. 605

CONTACT MECHANICS AND TRIBOLOGY OF FUNCTIONALLY GRADED MATERIALS
Willert E......607

Научное издание

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Физическая мезомеханика.
Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой
и интеллектуальные производственные технологии»

6–10 сентября 2021 года
Томск, Россия

Издание подготовлено в авторской редакции

Подписано к печати 18.08.2021 г. Формат 60×84 1/8.
Бумага для офисной техники. Гарнитура Times
Печ. л. 79,7. Усл. печ. л. 74,1. Тираж 500 экз. Заказ № 4731

Отпечатано на оборудовании
Издательства Томского государственного университета
634050, г. Томск, пр. Ленина, 36
Тел.: 8+(382-2)-52-98-49
Сайт http://publish.tsu.ru
E-mail: rio.tsu@mail.ru

ISBN 978-5-907442-03-0

