International Conference

«PHYSICS AND TECHNOLOGY OF ADVANCED MATERIALS-2021»

October 5-8, 2021

Ufa, Republic of Bashkortostan, Russia

Международная конференция

«ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ-2021»

5-8 октября 2021 г.

Уфа, Республика Башкортостан, Россия

BOOK OF ABSTRACTS

СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ
РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК
ИНСТИТУТ ПРОБЛЕМ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ РАН
БАШКИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
УФИМСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НЕФТЯНОЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИИ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ – 2021

(PHYSICS AND TECHNOLOGY OF ADVANCED MATERIALS – 2021)

Сборник тезисов докладов
Международной конференции
(г. Уфа, 5 – 8 октября 2021 г.)

Уфа
РИЦ БашГУ
2021

УДК 620.1/.2+539.3/.5+621.7
ББК 30.3+30.121+30.68
Ф50

Физика и технологии перспективных материалов–2021:
Ф50 сборник тезисов докладов Международной конференции (г. Уфа, 5-8 октября 2021 г. / отв. ред. А.А. Назаров. — Уфа: РИЦ БашГУ, 2021. – 233 с.
ISBN 978-5-7477-5336-5

В сборнике представлены последние достижения в области физики и технологии обработки перспективных материалов. Представленные доклады посвящены широкому кругу проблем современного материаловедения: получение новых материалов различной природы и различного назначения, изучение электронной, атомной структуры, микроструктуры, физических, физико-химических и механических свойств материалов, исследование структурных, фазовых превращений в материалах в процессах обработки, а также их применение, повышение ресурса деталей и конструкций, используемых в промышленности и т.д.

Сборник предназначен для интересующихся проблемами современного материаловедения.

Physics and Technology of Advanced Materials-2021:
abstracts of the International Conference (Ufa, 5-8 October, 2021). – Ufa, Bashkir State University, 2021. - 233 p.

The book presents the latest achievements in the field of physics and technology of processing of advanced materials. The presented reports are devoted to a wide range of problems of the modern materials science, such as development of new materials of various origins and for various purposes, research on the electronic, atomic structure, microstructure, physical, physicochemical and mechanical properties of materials, study of structural, phase transformations in materials in treatment processes, as well as their application, increase of the resource of parts and structures used in industry, etc.

The collection can be of interest for everyone interested in the problems of modern materials science.

УДК 620.1/.2+539.3/.5+621.7
ББК 30.3+30.121+30.68

ISBN 978-5-7477-5336-5

© БашГУ, 2021
© ИПСМ РАН, 2021

АНОМАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВЕРХСТРУКТУР ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

А.М. Глезер[1,2] Л.Ф. Мурадимова[1,2], П.А. Борисова[3], А. А. Велигжанин[3], И.В. Щетинин[1], Р.В. Сундеев[1,2], А.А. Томчук[2,4], С.О. Ширшиков[1,2]

[1]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
[2]Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва
[3]Национальный исследовательский центр «Курчатовский Институт», Москва
[4]Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва
a.glezer@mail.ru

В сверхструктуре Fe_3Al (Fe- 24 ат.% Al) обнаружено неизвестное ранее явление частичного восстановления полностью разрушенного дальнего порядка по типу $D0_3$ в процессе кручения под высоким квазигидростатическим давлением в камере Бриджмена при комнатной температуре. Показано, что установленный эффект обусловлен протеканием в ходе мегапластической деформации процессов низкотемпературной динамической рекристаллизации, при которых в рекристаллизованных зернах формируется высокотемпературное двухфазное состояние A2+B2.

При больших значениях мегапластической деформации (N≥2) в соответствии с законами неравновесной термодинамики в сплаве формируется стационарное состояние, включающее в себя «двухфазную смесь» деформационных фрагментов и рекристаллизованных зерен с усредненной по всему кристаллу степенью дальнего порядка 0.24-0.26 по типу B2.

Методами дифракции тепловых нейтронов и EXAFS-спектроскопии определены параметры атомного упорядочения по типу B2 в стехиометрическом ферромагнитном сплаве FeCo после больших пластических деформаций при кручении под высоким квазигидростатическим давлением в камере Бриджмена при комнатной и повышенных температурах. Показано, что после кручения под давлением в сплаве формируется ультрадисперсная структура с высокой степенью упорядочения по типу B2, охватывающая ближайшие координационные сферы атомов железа и кобальта при очень низкой интенсивности сверхструктурных линий на нейтронограммах.

Установлена значимая роль тепловых эффектов диссипативной природы в формировании атомного упорядочения в процессе мегапластической деформации в камере Бриджмена при повышенных температурах. Показано, что степень восстановления дальнего порядка по типу B2 при отжиге тем выше, чем выше при прочих равных условиях величина предварительной деформации в камере Бриджмена.

EFFECT OF COPPER CONCENTRATIONS ON MICROSTRUCTURE, RESIDUAL STRESS AND CORROSION BEHAVIOUR OF Ni_{100-x}-Cu_x ALLOY FILMS PROCESSED BY MAGNETRON CO-SPUTTERING

Mukesh Kumar

Department of Physics, Faculty of Physical Sciences, Shree Guru Govind Singh Tricentenary University Gurgaon, Delhi-NCR, India

*Corresponding Author:mukesh.kumar@sgtuniversity.org, 75mukesh.kumar@gmail.com

Mobile No: +91-964649695

Abstract

Nanocrystalline Ni-Cu alloys thin films have been deposited on silicon (100) substrate by rf/dc magnetron co-sputtering under Ar gas environment for different copper concentration (10%, 21%, 28% & 39%). X-ray diffraction technique has been used for the identification of phase and determination of grain size. Furthermore, residual stress developed in the investigated alloy thin films has been measured with the help of a diffractometer in Bragg Brentano configuration by $Sin^2\psi$ technique. The electrochemical behaviour of Ni_{100-x}-Cu_x alloy thin films has been investigated with the help of potentiodynamic polarization experiments. The microstructure of the Ni_{100-x}-Cu_x alloy thin films has been investigated using a field emission scanning electron microscope (FESEM) as well as using a transmission electron microscopy (TEM), as shown in Fig. [1]. In the course of microstructural studies, chemical analysis has been carried out with the help of an energy dispersive x-ray (EDX) microanalyzer. The FESEM micrograph shows the formation of pits and size of pits decreases with the increase in alloying concentration of Cu [1-3]. Experimental results also reveal the increase in corrosion resistance with increase in compressive residual stress in the NiCu alloy films.

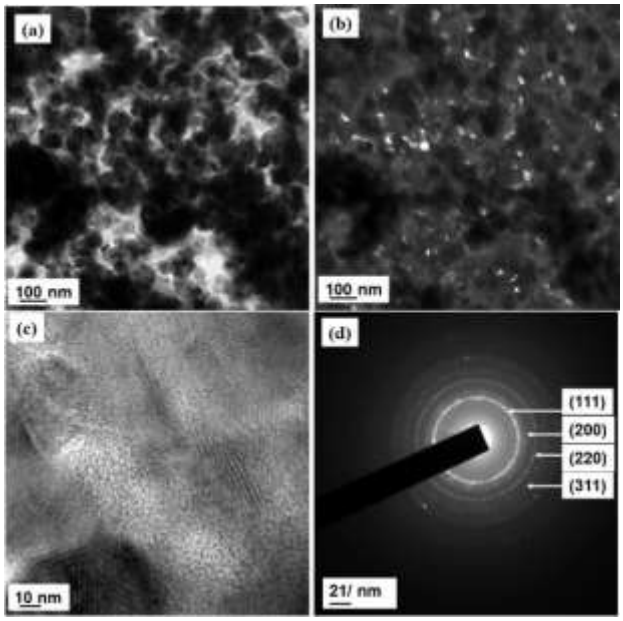


Fig 1. Shows the TEM micrographs of NiCu alloy films along with the selected area diffraction pattern.

References:

[1] C. T. J. Low, R. G. A. Wills, F. C. Walsh, Surf. Coat. Tech., 201, 371 (2006).

[2] L. Liu, Y. Li, F. Wang, Electrochem. Acta., 52, 7193 (2007).

[3] K. Bobzin, CIRP J. Manuf. Sci. Techn., 18, 1 (2017).

ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ И МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ

С.В. Дмитриев [1,2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа*
dmitriev.sergey.v@gmail.com

Дискретными бризерами (ДБ) называют пространственно локализованные, долгоживущие колебания атомов в кристаллической решетке [1]. Для широкого спектра исследованных металлов и сплавов показано существование ДБ, причём, в одном и том же материале возможны ДБ различных типов (см. рис. 1). Возбуждение ДБ в кристаллах может происходить за счёт тепловых флуктуаций, в результате облучения частицами или воздействия лазерного излучения на частотах вне фононного спектра кристалла. Основная проблема в изучении ДБ состоит в том, что они не являются топологическими дефектами, дающими контраст в электронно-микроскопических снимках высокого разрешения, их размер составляет всего несколько межатомных расстояний, то есть около 1 нанометра, а время жизни – от десятков до тысяч атомных колебаний, то есть от 10 до 1000 пикосекунд. ДБ остаются весьма слабо изученными возбуждениями кристаллической решетки, в первую очередь, из-за сложности их экспериментальной регистрации. Возникает естественный вопрос, влияют ли ДБ на макроскопические свойства кристаллов, которые легко могут быть измерены? В настоящем обзорном докладе показано, что ДБ рассеивают фононы и, следовательно, снижают теплопроводность кристаллов. Они создают локальное разряжение материала, внося вклад в его тепловое расширение. Частота ДБ мягкого (жесткого) типа падает (растет) с амплитудой колебаний, приводя к повышению (снижению) теплоемкости кристаллической решетки. ДБ также оказывают влияние на упругие константы материала. Наиболее заметного вклада ДБ в макроскопические характеристики металлов и сплавов следует ожидать в условиях, далеких от термодинамического равновесия, в различных переходных процессах, при интенсивных внешних воздействиях.

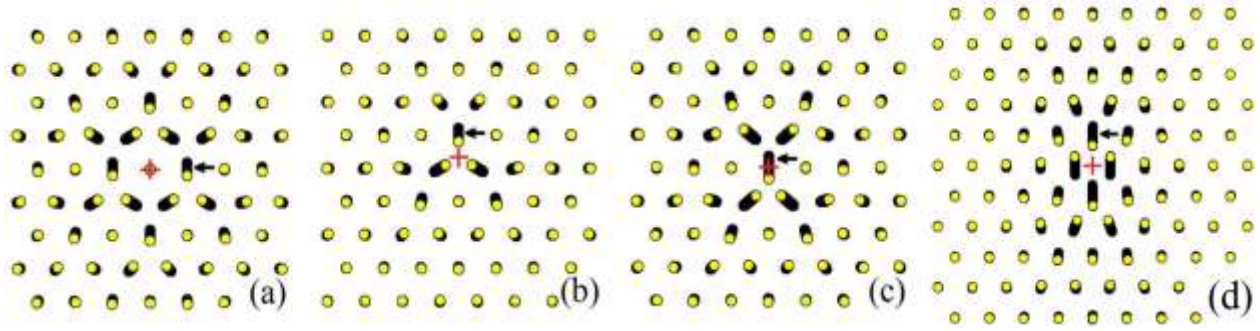


Рис. 1. Разные типы дискретных бризеров в треугольной нелинейной решетке [2].

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 21-12-00229 и частично поддержана гос. заданием ИПСМ РАН, № АААА-А17-117041310220-8.

Литература

1. С.В. Дмитриев, Е.А. Корзникова, Ю.А. Баимова, М.Г. Веларде, Дискретные бризеры в кристаллах. УФН **186**, 471 (2016).
2. R.I. Babicheva, A.S. Semenov, E.G. Soboleva, A.A. Kudreyko, K. Zhou, S.V. Dmitriev, Discrete breathers in a triangular β-Fermi-Pasta-Ulam-Tsingou lattice. Phys. Rev. E **103**, 052202 (2021).

КРИТЕРИИ ПРОЧНОСТИ И ДУАЛЬНОСТЬ КИНЕТИКИ ПЕРЕХОДА ОТ ДИСПЕРСНОГО К МАКРОСКОПИЧЕСКОМУ РАЗРУШЕНИЮ

О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь
naimark@icmm.ru

Предложена интерпретация двухпараметрических критериев разрушения на основе установленных закономерностей критичности переходов от дисперсного накопления повреждений к разрушению, обусловленных двумя автомодельными сингулярными решениями для поля напряжений в вершине трещины и кинетики локализации поврежденности в режиме «с обострениями». Показано, что параметры когезионной прочности и когезионной длины связаны с параметрами автомодельного решения кинетики роста поврежденности в вершине трещины, инициированием «дочерних трещин», определяющих распространение макроскопической трещины [1]. Наличие двух автомодельных решений сингулярного типа (решения Ирвина для поля напряжений в вершине трещины и режим с «обострением» кинетики поврежденности) представляют «аттракторы» динамической системы, с влиянием которых связаны разнообразные сценарии развития разрушения при наличии концентраторов напряжений (трещин, вырезов). Влияние двух сингулярных решений на развитие разрушения исследовалось экспериментально применительно к динамическому распространению трещин в нагруженном образце ПММА и одноосному деформированию образца из сплава ВТ6 с вырезом с использованием метода корреляции цифровых изображений (DIC), совмещенных со скоростной регистрацией (камера FASTCAM), Рис.1. Фазовые портреты полевых распределений полей деформации и скоростей деформации подтвердили наличие двух асимптотических сингулярнах решений: линейное множество точек, соответствующих особенностям полей напряжений в соответствие с решением Ирвина, и случайное множество точек, характеризующее спектр областей локализации поврежденности в соответствие с автомодельной кинетикой режимов с обострением. Полученные результаты позволяют идентификацию критериальных параметров в двухпараметрических моделях.

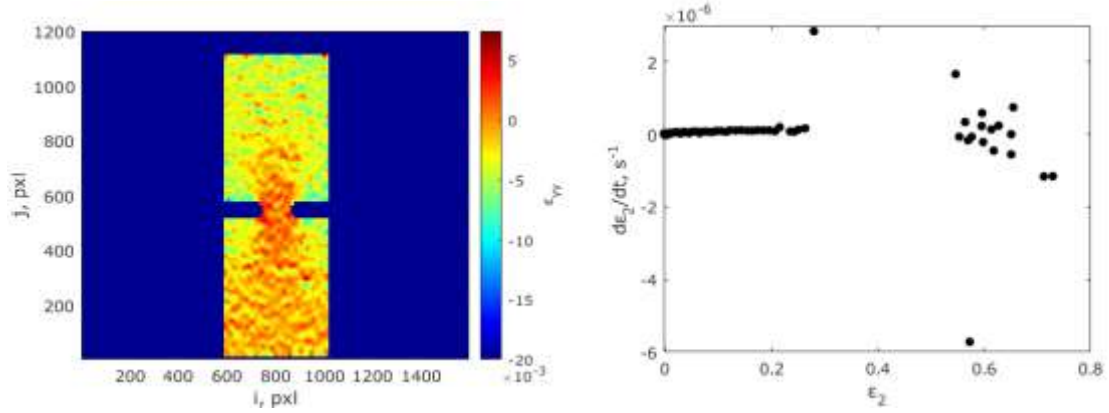


Рис.1. Данные кинетики регистрации полей деформаций и фазовый портрет.

Литература

1. Naimark, O., Bayandin, Y., Uvarov, S., Bannikova I., Saveleva N.// Acta Mech, **2021**. https://doi.org/10.1007/s00707-020-02922-1

РОЛЬ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ В ИЗМЕЛЬЧЕНИИ ЗЕРЕН

Утяшев Ф.З.[1], **Рааб Г.И.**[2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
Институт физики перспективных материалов ФГБОУ ВО «УГАТУ», Уфа
ufz1947@mail.ru

Процесс формирования мелких зерен в металлах рассмотрен как результат образования границ деформационного происхождения при интенсивной пластической деформации (ИПД), носителями которой являются линейные дефекты кристаллической структуры. Выделена роль решеточных дислокаций, как дефектов, образующих границы ячеек. Частичных дисклинаций, как дефектов, порождающих полосовые, включая микрополосовые границы, а также вследствие множественного пересечения последних объемной сетки границ мелких зерен. На заключительной стадии ИПД подвижным зернограничным дислокациям отведена роль дефектов, скольжение которых по границам измельченных зерен, способно привести к их разогреву, кратковременной миграции и к увеличению угловых разориентировок до большеугловых значений.

Получено согласующееся с экспериментом кинетическое уравнение фрагментации, описывающее процесс образования при деформации мелких областей разориентации в кристаллической решетке зерен в виде микрополос и ячейками. Получены также кинетические уравнения, описывающие изменение доли кристаллографической и зернограничной составляющих сдвиговой деформации по мере измельчения зерен в зависимости от степени деформации. На базе этих уравнений дана количественная оценка необходимой и достаточной величины внутризеренной кристаллографической деформации для предельного измельчения зерен в металлах.

Приведено объяснение возникновения широкого и бимодального спектра угловых разориентировок границ измельченных зерен в металлах от 20 до 60^{o} после ИПД. На примере ИПД методом равноканального углового прессования показано, что формирования однородной ультрамелкозернистой структуры необходимо однородное распределение сдвиговой и ротационной составляющих деформации в сечении заготовки.

Даны рекомендации для повышения эффективности методов ИПД.

Литература

1. O. A. Kaibyshev, F. Z. Utyashev. Superplasticity: Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming, Futurepast, Arlington, VA, 2005.
2. Farid Z. Utyashev, Yan E. Beygelzimer, and Ruslan Z. Valiev. Large and Severe Plastic Deformation of Metals: Similarities and Differences in Flow Mechanics and Structure Formation // Advanced Engineering Materials. 01 April 2021. https://doi.org/10.1002/adem.202100110.
3. Utyashev F.Z., Valiev R.Z., Raab G.I., Galimov A.K. Strain Accumulated during Equal-Channel Angular Pressing and Its Components/ //Russian Metallurgy (Metally). 2019(4), p. 281-288.
4. F.Z. Utyashev. Modern Severe Plastic Deformation Techniques, USATU, Ufa, 2008. 313 p. JSBN 978-5-86911-907-0
5. A.P. Zhilyaev, A.I. Pshenichnyuk, F.Z. Utyashev, G.I. Raab. Superplasticity and Grain Boundaries in Ultrafine-Grained Materials, 2nd edition, Woodhead Publishing, Duxford, UK 2020.
6. D. A. Hughes, N. Hansen, Acta Mater. 2000, 48, 2985.
7 V.V. Rybin. Large Plastic Deformations and Fracture of Metals. Moscow: Metallurgiya, 1986. 224 p. (in Russian).

ДЕФОРМАЦИЯ В РЕЖИМЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩАЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТУЮ СТРУКТУРУ В НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВАХ

Гаврилина Л.В. [1], Сухоруков Р.Ю.[1] , Утяшев Ф.З.[2]

[1]*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
griboedova04@mail.ru

Признаки сверхпластической деформации наблюдаются, если деформируется УМЗ материал со средним размером равноосных зерен, как правило, не более 10 мкм, при температуре деформация обычно не ниже 0,5 от температуры плавления со скоростью $10^{-4} \div 10^{-2}$ $с^{-1}$. Нередко к сверхпластической деформации в публикациях относят деформирование крупнозернистого материала в указанных температурно-скоростных условиях. Однако в этом случае деформация, по меньшей мере, на определенном этапе отлична от сврхпластической, поскольку в материале нет необходимого для развития зернограничного проскальзывания множества границ зерен. Для различия указанных деформаций автор [1] предложил называть в первом случае деформацию в состоянии сверхпластичности, а во втором в режиме сверхпластичности. Такое разделение представляется целесообразным, принимая во внимание, что процессе деформирования в режиме сверхпластичности во многих сплавах развивается динамическая рекристаллизация, приводящая к формированию УМЗ структуры и далее деформация приобретает сверхпластический характер.

Деформацию в режиме сверхпластичности авторы [2] использовали при деформационно-термической обработке (ДТО) с целью получения УМЗ полуфабрикатов в виде дисков из жаропрочных никелевых сплавов в качестве альтернативы дорогостоящему «геторайзингу» процессу, требующему применение прессового оборудования, развивающего усилия несколько десятков тысяч тонн. В сочетании с процессом раскатки (разработанные автоматизированные комплексы СРЖД-800 и АЛРД-800) ДТО позволяет получать диски больших диаметров [3] без применения уникальных гидропрессов большой мощности и дорогостоящих штампов из молибденоых сплавов, которые необходимо эксплуатировать в безкислородной атмосфере.

В настоящее время становится возможным изготавливать методом ДТО ультрамелкозернистые полуфабрикаты для раскатки, применяя одноперехоную осадку с кручением заготовок, как из порошковых, так и литейных сплавов. В докладе показано, что применение изотермических штампов, сочетающих осевую деформацию с кручением, позволяет существенно снизить нагрузку на инструмент и повысить однородность УМЗ структуры, в том числе применяя заготовки с небольшим отношением высоты к диаметру. Оптимизация исходных размеров заготовок для изотермической осадки с кручением значительно упрощает технологию получения заготовок с УМЗ структурой в обычных атмосферных условиях. При этом в качестве штампового инструмента возможно использовать современные высоколегированные литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе или интерметаллиды системы Ni-Al.

Литература

1. Смирнов О.М. // Кузнечно-штамповочное производство (КШП) №5 1989. с. 6-9
2. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. Наука. 2002 г. 438 с.
3. Гейкин В.А., Бурлаков И.А., Гаврилина Л.В., Македонов А.В., Морозов В.В., Морозов С.В., Сухоруков Р.Ю., Утяшев Ф.З. // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2019. № 2. С. 132-147.

АНАЛИЗ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ

Д.Л. Раков [1], Р.Ю. Сухоруков [1]

[1] *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН)*
labutps@yandex.ru

Развитие аддитивных технологических процессов 3D-синтеза обеспечивает изготовление деталей из металлов и сплавов [1]. С использованием технологий синтезируют сложные геометрические объекты с высокой скоростью и одновременно при малой материалоёмкости процессов изготовления [2,3] (Рис.1). В статье рассматривается анализ и перспективы развития аддитивных технологий для синтеза металлических изделий, с учетом практики внедрения и широкого использования данных технологических процессов кратко дана история развития. При помощи морфологического анализа проводится классификация множества технологических процессов и их сравнение. На основе построенной морфологической матрицы даётся прогноз развития исследуемых технологий.

Рис. 1. Завихрители фронтового устройства камеры сгорания двигателя ПД-14 [1]

Литература

1. G. N. Levy, R. Schindel, J. P. Kruth. Rapid manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives // CIRP Annals - Manufacturing Technology. 2003. № 52(2), Pp. 589-609.
2. Е. Н. Каблов. На перекрестке науки, образования и промышленности. Наука и технологии //Эксперт. 2016. №15 (941).
3. Д.Л. Раков, Р.Ю. Сухоруков классификация и анализ аддитивных технологий на основе морфологического подхода // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2020. №4. С.81-

АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИИ И ГРАНИЦ ЗЕРЕН АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННОЙ 3D ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ

Д.В. Лычагин [1,2], А.Ю. Никонов [1,2], Е.Н. Москвичев [1,2]

[1] *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2] *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*
dvl-tomsk@mail.ru

Метод программируемой 3D наплавки является перспективным способом получения небольших металлических деталей сложной формы. При отработке режимов производства изделия важным является создание оптимальной кристаллической структуры [1]. Одним из аспектов работоспособности детали является ее поведение при деформации. В поликристаллах деформационная способность зависит от ориентации отдельных зерен и характеристик границ между зернами. Поэтому целью данного исследования является характеристика ансамбля зерен алюминиевой бронзы, полученной 3D электроннолучевой наплавкой, на основе данных EBSD анализа и исследования их поведения при деформации сжатием по картине деформационного рельефа и моделированием методом молекулярной динамики.

Моделирование методом молекулярной динамики осуществляли с использованием программного пакета LAMMPS. При моделировании деформации учитывали кристаллографические ориентации оси деформации и боковых граней, условия свободной и стесненной деформации (в последнем случае – влияние соседних зерен), а также характеристики границ зерен. При выборе ориентации ориентировались на типичные параметры зеренной структуры, полученные в эксперименте. При определении плоскости ориентации границ зерен принимали ее ориентацию перпендикулярно плоскости шлифа.

Моделирование позволяет проследить особенности скольжения и взаимодействия дислокаций для отдельных зерен с разной кристаллографической ориентацией (монокристаллов) [2, 3]. При возможности реализации случая взаимодействия дислокаций при скольжении от разных источников образуются дислокационные конфигурации, реализующие скольжение не как одиночная дислокация, а как комплексный дефект. Скольжения таких комплексов позволяет реализоваться фрагментации сдвига, наблюдаемой экспериментально. Проведенное моделирование позволяет проследить влияние морфологии зерен на реализацию деформации. Картина следов сдвигов, полученных при моделировании, сопоставлена с экспериментально наблюдаемым деформационным рельефом.

Зерна, полученные при наплавке, имеют вытянутую форму в направлении теплового градиента. Это недостаток структуры, ухудшающий механические свойства изделия. Одновременно это позволило провести лабораторные исследования закономерностей сдвига в областях с разной схемой главных напряжений: в центре образца и у пуансонов испытательной машины, где сказывается влияние приторцевого трения. В результате исследования деформационного рельефа была замечена активизация большего числа систем скольжения в центральной части образца по сравнению с приторцевой областью. Данный эффект обсуждается с точки зрения кристаллографии сдвига и характера тензора главных напряжений.

Исследование выполнено в рамках программы исследований 20-72-10184 Российского научного фонда на 2020-2023 годы.

Литература

1. E.S. Khoroshko et. al. // Metals 2020, 10, 1568; http://dx.doi.org/10.3390/met10121568
2. D.V. Lychagin,; A.I. Dmitriev,; A.Y. Nikonov,; E.A. Alfyorova // Crystals. 2020. № 10(8). 666 https://doi.org/10.3390/cryst10080666
3. A.Y. Nikonov et. al. // Metals. 2021. № 11. 582. https://doi.org/10.3390/met11040582

IMPROVEMENT OF SURFACE MICROSTRUCTURAL AND WEAR PROPERTIES OF Ni3Al-TiC COMPOSITE WITH PULSED ELECTRON BEAM IRRADIATION

G. Purcek[1], M. Demirtas[2], H. Yanar[1], K.V. Ivanov[3]

[1]*Department of Mechanical Engineering, Karadeniz Technical University, Trabzon 61080, Turkey*
[2]*Department of Mechanical Engineering, Recep Tayyip Erdogan University, Rize 53100, Turkey*
[3]*Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Akademichesky 2/4, 634055, Tomsk, Russia*
purcek@ktu.edu.tr

Pulsed electron beam irradiation (PEBI) is a surface modification process with concentrated energy source, and it has been used to modify surfaces of various metallic parts [1, 2]. It has been shown that hardness and wear resistance of materials have increased as a result of the microstructural alteration during PEBI due to ultrafast heating and rapid cooling of surface layer [3-5]. Ni3Al-TiC composite cutting tools are known to be exposed to aggressive environments, and the surface of cutting tools is heated up to very high temperatures during operation. Thus, surface layer properties of the composite material like Ni3Al-TiC should be improved in such applications. Therefore, in the present study, the effect of PEBI process on the microstructural, mechanical and tribological behaviors of Ni3Al-15vol.%TiC composite was investigated. To do so, microstructural alteration during the PEBI process was investigated using SEM and TEM. Mechanical characterization was performed via microhardness measurements. Tribological behavior were investigated using a ball-on-disc type tribometer (a bench mark of UTS TRIBOLOG) at room and elevated temperature of 600 °.

PEBI process refined the primary TiC particles down to nanoscale on the surface layer of the sample, which brought about an increment in the hardness from 550 HV0.025 up to 730 HV0.025. PEBI process affected significantly the wear resistance of Ni3Al-15vol.%TiC composite (Fig.1). Volume loss of the irradiated sample is significantly lower than that of the initial unprocessed one at both temperatures (Fig.1(a). This improvement was mainly attributed to increased hardness of the surface layer of the Ni3Al-15vol.%TiC with the PEBI process. Furthermore, roughening the sample surface contribute the increment in the wear resistance since wavy-featured surface of the irradiated sample prevent direct contact between the surface of the sample and also it absorbs the wear debris generated by micro-cutting of the hills due to the abrasive wear (Fig.1(b)-(c)).

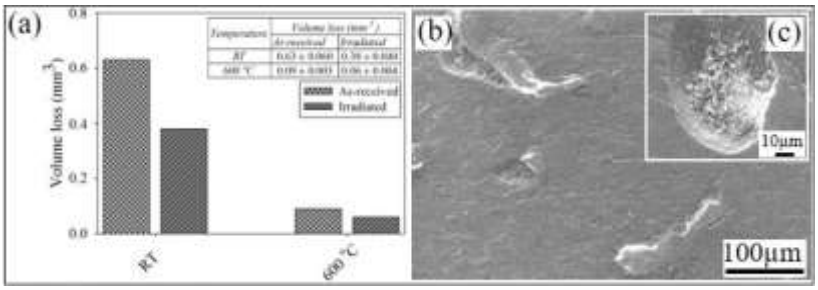


Fig. 1. (a) Volume loss of samples after wear tests. (b)-(c) SEM images representing the wear track of the irradiated sample. (c) Enlarged view showing the valley that behaves as wear debris collector

Literature

1. V. Rotshtein, Yu. Ivanov, A. Markov. Chapter 6 - Surface Treatment of Materials with Low-Energy, High-Current Electron Beams, Editor(s): Yves Pauleau, In European Mater. Research Soci. Ser., Materials Surface Processing by Directed Energy Techniques, Elsevier, 2006. P. 205-240.
2. V.E. Gromov, Yu.F. Ivanov, S.V. Vorobiev, S.V. Konovalov. Fatigue of steels modified by high intensity electron beams, Cambridge, Cambridge Int. Sci. Publishing Ltd, 2015. P. 272.
3. Y.F. Ivanov, O.L. Khasanov, M.S. Petyukevich, V.V. Polisadova, T.V. Milovanova, O.S. Tolkachev, A.D. Teresov, M.P. Kalashnikov// Key Engineering Materials. 2016. Vol. 712. P. 81-86.
4. Zh. Zhou, L. Chai, Zh. Xiao, J. Tu, Y. Wang, W. HuangTransactions of Nonferrous Metals Society of China. 2015. Vol. 25. P. 1935-1943.
5. S.Z. Hao, Y. Zhang, Y. Xu, N. Gey, T. Grosdidier, C. Dong // Applied Surface Science. 2013. Vol. 285. Part B, P. 552-556.

МНОГОУРОВНЕВЫЕ ФИЗИЧЕСКИ-ОРИЕНТИРОВАННЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ

П.В. Трусов, А.И. Швейкин, Э.Р. Шарифуллина, А.Ю. Янц

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
tpv@matmod.pstu.ac.ru

Технологии на основе сверхпластического (СП) деформирования дают возможность получения крупногабаритных деталей сложных геометрических форм с высокими физико-механическими и эксплуатационными характеристиками [1]. При этом реализуются пониженные нагрузки на обрабатывающие инструменты и требуется уменьшенное число операций чистовой обработки. СП деформирование характеризуется действием и взаимодействием различных физических механизмов, сменой их ролей в ходе процесса, значительным изменением структуры материала [1, 2]. В связи с этим для развития СП технологий требуется создание конститутивных моделей (КМ), способных описывать эволюцию структуры материалов и сложные сценарии реализации указанных механизмов деформирования. Применение таких КМ в составе краевой задачи позволит детально исследовать процессы термомеханической обработки сплавов, устанавливать оптимальные геометрию и режимы приложения нагрузок.

Для построения КМ использован многоуровневый подход, базирующий на введении внутренних переменных, физических теориях упруговязкопластичности, явном описании структуры материала и физических механизмов деформирования [2, 3]. Предложена трехуровневая КМ [2, 4, 5], включающая описание 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.

Приведены результаты применения предложенной КМ для исследования процессов простого и сложного нагружения образцов из алюминиевых сплавов 1420 и 1421. Определены и проанализированы роли основных механизмов, их взаимовлияние, эволюция структуры материала при деформировании с переходом к режиму структурной СП. Результаты моделирования обнаруживают удовлетворительное соответствие экспериментальным данным. КМ встроена в разработанный пакет программ конечно-элементного анализа для решения технологических задач термомеханической обработки.

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

Литература

1. Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров, М.Ф. Имаев, В.М. Имаев. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. М.: Наука, 2014. 284 с.
2. П.В. Трусов, А.И. Швейкин. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. 605 с.
3. П.В. Трусов // Изв. РАН. МТТ. 2021. №1. С. 69-82.
4. П.В. Трусов, Э.Р. Шарифуллина, А.И. Швейкин // Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22, № 2. С.5-23.
5. Shveykin, P. Trusov, E. Sharifullina // Crystals. 2020. Vol. 10. 822.

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ РКУП

Г.В. Клевцов[1], Р.З. Валиев[2], Н.А. Клевцова[1], М.В. Фесенюк[3], М.Н. Тюрьков[1], О.Б. Кулясова[2]

[1] Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Klevtsov11948@mail.ru
[2] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
[3] АО «ПО «Стрела», Оренбург

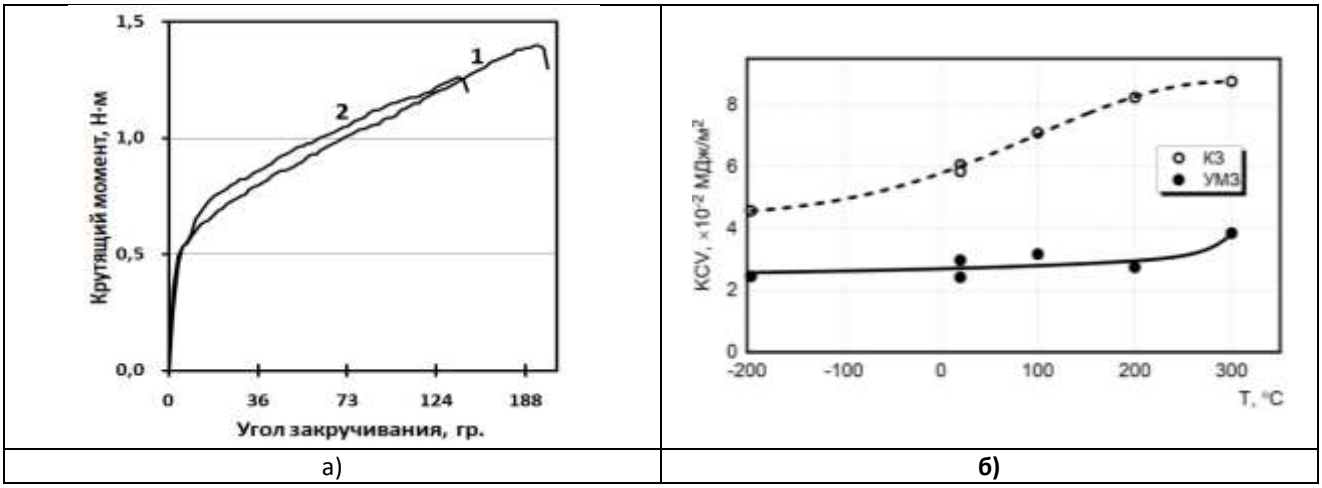
В качестве исследуемого материала выбран широко применяемый в медицине магниевый сплав Mg-Zn-Ca (1.0 % Zn, 0.2 % Ca). Сплав исследовали в исходном состоянии после гомогенизационного отжига (450 ^{0}C, 24 часа, охлаждение в воде). Затем гомогенизированный сплав подвергали РКУП по режиму: маршрут Вс, φ=120^0, n=2 при температуре 430 ^{0}C + n=1 при температуре 400 ^{0}C + n=1 при 350 ^{0}C.

Тонкую структуру сплава исследовали в растровом электронном микроскопе (РЭМ) JEM-6390. Статическое растяжение цилиндрических образцов диаметром 3 мм проводили на универсальной испытательной машине Н50КТ. Испытания цилиндрических образцов диаметром 3 мм на кручение проводили на установке КТС 403-20-0,5 согласно ГОСТ 3565-80. Испытания образцов на ударную вязкость (KCV) в широком интервале температур были проведены на копре ТСКМ-50 с запасенной энергией 50 Дж. Микрорельеф изломов исследовали в РЭМ JCM-6000 фирмы JEOL.

Средний размер зерна и механические свойства сплава при растяжении представлены в таблице 1; результаты испытания образцов на кручение и ударную вязкость – на рисунке 1.

Таблица 1. Средний размер зерна и механические свойства сплава Mg-Zn-Ca при растяжении

Материал	Состояние	$d_{ср.}$, мкм	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %
Сплав Mg-Zn-Ca	Исходное (отжиг)	415	119±9	65±5	9±0.3
	После РКУП	5÷40	210±10	97±7	23±0.5



а) **б)**

Рис. 1. Диаграмма «крутящий момент – угол закручивания» (а) и температурная зависимость ударной вязкости (б) **магниевого сплава** Mg-Zn-Ca. 1- исходное состояние, 2-после РКУП

Заключение. Прочностные свойства при растяжении магниевого сплава Mg-Zn-Ca после РКУП по вышеуказанным режимам возрастают в 1.5-1.8 раз, а пластичность возрастает в 2.5 раза. Однако параметры сопротивления кручению и ударной вязкости в магниевом сплаве после РКУП ниже, чем в исходном состоянии.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (междисциплинарный проект № 20-69-47059).

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ АЗОТИСТЫХ СПЛАВОВ $FeMnNiCrCo_{1-x}N_x$ (x=0,05; 0,08; 0,09)

Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Тумбусова И.А., Загибалова Е.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

elena.g.astafurova@ispms.ru

В работе исследовали влияние легирования атомами азота на температурную зависимость механических свойств, деформационного упрочнения, механизмов деформации и разрушения высокоэнтропийных сплавов 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-20Co (ат. %, сплав Кантора) и 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-(20-x)Co-xN (x=1; 1,5; 1,8 ат. %, сплавы $FeMnNiCrCo_{1-x}N_x$, x=0,05; 0,08; 0,09) при одноосном растяжении в широком интервале температур от 77К до 673К.

Методами рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа показано, что все исследуемые сплавы после термомеханической обработки, включающей холодную прокатку и высокотемпературные отжиги, обладают аустенитной структурой, а легирование азотом вызывает увеличение параметра кристаллической решетки сплава Кантора за счет образования твердых растворов внедрения (a=3,598 Å в сплаве 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-20Co и a=3,613Å в сплаве с 1,8 ат. % N). Увеличение концентрации атомов азота в составе сплава сопровождается увеличением предела текучести, предела прочности и коэффициента деформационного упрочнения высокоэнтропийного сплава во всем исследуемом интервале температур ($\sigma_{0.2}$=180МПа при 300К и $\sigma_{0.2}$=680МПа при 77К в сплаве без азота и $\sigma_{0.2}$=300МПа при 300К и $\sigma_{0.2}$=840МПа при 77К в сплаве с 1,5 ат. % N). С ростом содержания азота также возрастает температурная зависимость предела текучести, особенно в области пониженных температур испытания, из-за возрастания термически-активируемой компоненты напряжения в азотистых сплавах по сравнению со сплавом, не содержащим атомов внедрения.

Основным механизмом пластической деформации всех исследуемых сплавов при комнатной температуре выступает дислокационное скольжение. Легирование многокомпонентного сплава атомами азота вызывает изменение типа дислокационной структуры от «волнистого скольжения» в безазотистом сплаве к планарной структуре с плоскими скоплениями дислокаций и планарными дислокационными стенками в азотистых сплавах. Механическое двойникование было выявлено только в разрушенных образцах сплава Кантора, при комнатной температуре деформации в сплавах с азотом этот механизм деформации не активируется из-за увеличения энергии дефекта упаковки при легировании азотом. Несмотря на различия в уровне деформирующих напряжений и изменение типа дислокационной структуры при легировании азотом, пластичность азотистых сплавов такая же, как у сплава Кантора (δ=40% в сплаве 20Fe-20Mn-20Cr-20Ni-20Co и δ=43% в сплаве с 1,8 ат. % N). При Т=77К механическое двойникование активируется во всех сплавах, но на ранних стадиях пластического течения, по-прежнему, доминирует дислокационное скольжение (с понижением температуры увеличивается планарность дислокационной структуры).

Экспериментально установлено, что легирование азотом до 1,5 ат.% слабо влияет на микромеханизмы разрушения сплава Кантора, во всем интервале температур наблюдали вязких характер излома с формированием ямок на поверхностях разрушения. За счет усиления планарности скольжения и развития двойникования пластичность сплава Кантора возрастает при понижении температуры деформации. При этом легирование азотом вызывает постепенное снижение величины удлинения сплавов при Т=77К, так что сплав с 1,8 ат.% азота разрушается хрупко практически сразу после достижения предела текучести. То есть легирование азотом вызывает низкотемпературное охрупчивание сплава Кантора.

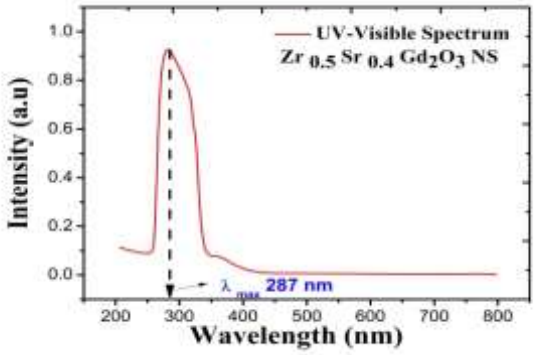
Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

OPTICAL, MORPHOLOGICAL AND DIELECTRIC PROPERTIES OF NOVEL $Zr_{0.5}Sr_{0.4}Gd_2O_3$ NANOSTRUCTURE FOR CAPACITOR APPLICATIONS

V.M. Adimule[1], J.G. Manjunath [2], S. Rajendrachari [3]

[1]Angadi Institute of Technology and Management, Belagavi, Karnataka, India
[2]FMKMC College, Mangalore University, Madikeri, Karnataka, India
[3]S. Rajendrachari, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Bartin University, Bartin, Turkey
adimulevinayak@yahoo.in

In the present research work, novel nanostructures (NS) of $Zr_{0.5}Sr_{0.4}Gd_2O_3$ has been synthesized by chemical precipitation method and XRD (X-ray diffraction) pattern was used to estimate the size of the NPs, morphology index, texture coefficient, lattice constants. The crystallite size was found to be in the range of 25-38 nm. The optical absorptivity, optical band (E_g) was measured by UV-visible spectrum. It has been observed that red shift in the optical absorptivity and E_g value varies in between 3.15 eV to 2.09 eV. Morphology and the presence of Gd^{+3} ions were investigated by scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive X-ray studies (EDX). Results of SEM revealed, agglomerated flake like NPs and homogeneous dispersion of Gd^{+3} was observed in EDX analysis. Chemical constituents and nature of the nanostructure (NS) was examined by X-ray photoelectron spectroscopy (XPS), binding energies matches with the Gd $3d_{3/2}$, Gd $3d_{5/2}$, Zr $3d_{3/2}$, Zr $3d_{5/2}$, Sr $3d_{3/2}$ and Sr $3d_{5/2}$, O1s, C1s peaks. dielectric measurements in the frequency range of 10 Hz to 10 MHz at 150 °C temperature showed high dielectric permittivity (Ɛ), very low dielectric loss (tan δ) was observed at low frequency. The NS shows high dielectric permittivity, low dielectric loss and can be used for capacitor application



a

Fig. 1. Optical absorptivity of the $Zr_{0.5}Sr_{0.4}Gd_2O_3$ NS

Table 1. Results of X-ray structural analysis of $Zr_{0.5}Sr_{0.4}Gd_2O_3$ NS

Nanostructures	Crystallite Size (D)	$d_{(hkl)}$	FWHM	Angle Shift ($\Delta 2\theta$)
Pure ZrO	24.78	1.812 (221)	0.1478	0.49
Pure SrO	29.16	1.847 (301)	0.1778	0.78
$Zr_{0.5}Sr_{0.4}Gd_2O_3$	25.0	1.957 (112)	0.1978	1.01

Literature

1. E.K. Abdel-Khalek, S. M. Salem, M. Farouk, E.A. Mohamed, I. Kashif // Journal of Non-Crystalline Solids 2011. No 357 (3). P 864-872
2. R. Harizanova, S. Slavov, L. Vladislavova, L. C. Costa, G. Avdeev, C. Bocker, C. Rüssel // Ceramics International. 2020. No. 46 (15) P 24587-24591.

ОБ ОДНОМ ТОЧНОМ РЕШЕНИИ ЗАДАЧИ ТЕОРИИ МНОГОКРАТНОГО НАЛОЖЕНИЯ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ. КРУЧЕНИЕ И РАСТЯЖЕНИЕ СОСТАВНОГО СТЕРЖНЯ ИЗ ГИПОУПРУГОГО МАТЕРИАЛА

В.А. Левин[1], К.М. Зингерман[2], Д.Р. Бирюков[3], А.Э. Белкин[3]

[1]*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва*
[2]*Тверской государственный университет, Тверь*
[3]*Тульский государственный университет, Тула*
zingerman@rambler.ru

Работа посвящена задаче о деформации составного цилиндрического стержня, состоящего из несжимаемого гипоупругого материала.

Рассматривается двухслойный стержень, формируемый присоединением цилиндрического слоя к предварительно деформированному включению. На начальном этапе цилиндрическое включение подвергается сначала растяжению в радиальном направлении в сочетании со сжатием в осевом направлении, а затем кручению. После этого к нему присоединяется цилиндрический слой, который изначально не деформирован. Затем составной стержень подвергается растяжению и кручению. Требуется определить поле напряжений в составном цилиндре после окончания финального этапа деформации.

В качестве модели гипоупругости рассматривается определяющее соотношение

$$D(\mathbf{S}) = 2G\mathbf{V}$$

где $\mathbf{S}$ – девиатор тензора напряжений; G – модуль сдвига; $\mathbf{V}$ – тензор скоростей деформации; $D(\mathbf{S})$ – объективная коротационная производная. В качестве последней рассматривается производная Динса

$$D(\mathbf{S}) = \dot{\mathbf{S}} - \dot{\mathbf{Q}} \cdot \mathbf{Q}^T \cdot \mathbf{S} + \mathbf{S} \cdot \dot{\mathbf{Q}} \cdot \mathbf{Q}^T$$

где $\mathbf{Q}$ – тензор поворота из полярного разложения аффинора деформаций. Точка обозначает полную производную тензора по параметру нагружения [1].

В работе получены аналитические выражения для компонент аффинора деформаций в каждый из моментов деформации составного стержня, зависящих от параметров растяжения, сжатия и кручения присоединяемых слоёв.

Вычисление тензора напряжений осуществлено на основе обобщения подхода, предложенного в [1]. Девиатор напряжений выражается через тензоры поворота $\mathbf{Q}$ и скоростей деформации $\mathbf{V}$ посредством неголономных тензорных мер деформации:

$$\mathbf{S} = 2G\mathbf{E}^l$$

$$\mathbf{E}^l = \mathbf{Q} \cdot \mathbf{E}^r \cdot \mathbf{Q}^T$$

$$\mathbf{E}^r = \mathbf{E}^r|_{t=0} + \int_0^t \mathbf{Q}^T \cdot \mathbf{V} \cdot \mathbf{Q} d\tau$$

Уравнение равновесия цилиндра в проекции на радиальную ось позволяет вычислить давление p – скалярную функцию, выражающую среднее по координатам напряжение. Тензор напряжений определяется как

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{S} - p\mathbf{I}$$

где $\mathbf{I}$ – единичный тензор.

Таким образом, определено распределение напряжений в составном стержне.

Литература

1. Овчинникова Н.В. Задача о кручении гипоупругого несжимаемого материала // Математическое моделирование и экспериментальная механика деформируемого твердого тела: межвузовский сборник научных трудов / под ред. В.Г. Зубчанинова, А.А. Алексеева. Вып. 3. Тверь: Тверской государственный технический университет, 2020. С. 65-72

РОЛЬ ГРАФЕНА В УПРОЧНЕНИИ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

И.Г. Бродова[1], И.Г. Ширинкина[1], Д.Ю. Распосиенко[1], А.Н. Петрова[1], С.В. Разоренов[2], Е.В. Шорохов[3]

[1] Институт физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, Россия, Екатеринбург
[2] Институт проблем химической физики РАН, Россия, Москва
[3] ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина», Россия, Снежинск
brodova@imp.uran.ru

Исследованы особенности структурообразования и динамические свойства алюмоматричных композитов с графеном, синтезированных «in situ» под слоем солевого расплава в ИВЭХ УрО РАН [1]. В качестве матриц композитов использовали технический алюминий и сплав АМг3. Подтверждение того, что при синтезе алюмоматричных композитов образуются пленки графена, получено методом спектроскопии комбинационного рассеяния света и при анализе фотоэлектронного спектра [2,3]. С помощью SEM и HRTEM проведено сравнение морфологических и размерных характеристик структурных составляющих композитов с разным содержанием графена (0.1-0.4 мас.%) в литом состоянии, после динамического сжатия по методу Гопкинсона-Кольского и после динамического канально-углового прессования-ДКУП. Механические характеристики алюмоматричных композитов определяли на образцах разных составов в диапазонах скоростей деформации $1.3 – 3.4\times10^{3}c^{-1}$ и $1.6\text{-}5.2 \times10^{5}c^{-1}$. Установлено, что в процессе высокоскоростной деформации после ДКУП образуются композиты с субмикристалли-ческой структурой, обладающие повышенной в 2,5 раза относительно литого состояния твёрдостью. Для выяснения роли графена в структурообразовании при ДКУП проведено сравнение структур композитов с графеном и чистого алюминия, полученных при одних и тех же режимах прессования. Было установлено, что механизмы формирования субмикрокристаллической структуры алюмоматричных композитов и алюминия идентичны [2]. При первых проходах графен в виде тонких плёнок выявляется по границам и в теле субзёрен. Изменение режима деформации влечет за собой изменение контраста от пленок графена, их количество возрастает, они визуализируются в виде прямоугольников размерами от 100 до 250 нм, что связано с усилением фрагментации первоначальных нанопластин. В некоторых сечениях следствие дополнительной деформации это приводит к их изгибу. Измерения твёрдости и динамических характеристик композитов показали, что влияние графена на упрочнение усиливается при условии формирования СМК матрицы. Сравнение с динамическими характеристиками крупнозернистых композитов на основе алюминия показало рост динамических пределов упругости и текучести в 1.8-2.0 раза. Динамические характеристики СМК композитов на Al-Mg основе возрастают в 4 раза. Этот эффект объяснялся тем, что нанопластинки графена преимущественно располагаются по границам зерен-субзерен, образуя барьеры для движения дислокаций и сокращая количество подвижных дефектов. При переходе от крупнозернистой к СМК матрице площадь границ зерен-субзерен резко возрастает и соответственно возрастает барьерный эффект от углеродосодержащей составляющей композита.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура», № АААА-А18-118020190116-6).

Литература

1. L.A. Elshina, R.V. Muradymov, Cooking method of metal-graphene nanocomposite material. Patent RU 2 623 410. Registration date: 26.06.2017.
2. И.Г. Ширинкина, И.Г. Бродова, Д.Ю. Распосиенко, Р.В. Мурадымов, Л.А. Елшина, Е.В. Шорохов, С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин // Физика металлов и металловедение. 2020. Т.**121.** №12. С.1297-1306.
3. I.G. Brodova, A.N. Petrova, I.G. Shirinkina, D.Yu. Rasposienko, L.A. Yolshina, R.V. Muradymov, S.V. Razorenov, E.V. Shorokhov // Journal of Alloys and Compounds. 2021. V. **859.** P. 158387-158395.

ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ Cu-Au В ПРОЦЕССЕ АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ ПО ТИПУ $L1_0$

А.Ю. Волков, А.В. Глухов, В.А. Казанцев

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
volkov@imp.uran.ru

Бинарные сплавы Cu-Au, а также многокомпонентные сплавы на их основе применяются в ювелирном деле и стоматологии, однако, наиболее широко они используются в приборостроении. Надежно установлено, что при температурах ниже 410°C в сплавах Cu-Au вблизи эквиатомного состава происходит фазовое превращение типа беспорядок→порядок (A1→$L1_0$). При этом исходная гцк-решетка разупорядоченного сплава перестраивается в гцт атомно-упорядоченную кристаллическую решетку. Атомное упорядочение приводит к изменению всех физико-механических свойств: повышаются прочность и электропроводность, снижается переходное электросопротивление, увеличивается коррозионная стойкость. Поэтому скользящие контакты, изготовленные из золото-медного сплава в атомно-упорядоченном состоянии, используются в приборах управления аэрокосмической техники. Отметим, что ранее наиболее подробно был изучен эквиатомный сплав Cu-50 ат.%Au. Целью настоящей работы является изучение эволюции структуры в процессе атомного упорядочения по типу $L1_0$ нестехиометрического сплава Cu-56 ат.%Au и сравнение свойств этих двух сплавов.

В ходе дилатометрического исследования (на приборе DL-1500 RHP фирмы ULVAC-SINKU RIKO (Япония) в динамическом режиме нагрева/охлаждения со скоростью 180 град/ч в чистом гелии) установлено, что атомное упорядочение сопровождается уменьшением объема образцов обоих сплавов. Это вызвано меньшим объемом упорядоченной кристаллической решетки (на ~1%). Определены коэффициенты термического линейного расширения (КТЛР) образцов исследуемых сплавов в продольном и поперечном направлениях. Показано, что значительное влияние на эволюцию структуры и свойств образцов оказывает их исходное состояние. К примеру, выявлено, что исходно деформированные проволочные образцы при упорядочении удлиняются, одновременно уменьшаясь в диаметре. В свою очередь, атомное упорядочение после закалки приводит к небольшому уменьшению всех размеров образцов. Таким образом, установлено, что наличие остаточных напряжений влияет на направление роста тетрагональной *c*-оси решетки упорядоченного сплава. Сделано предположение, что приложение к образцу сжимающей или растягивающей нагрузки в процессе его упорядочения позволит управлять формированием структуры, а, значит, и свойствами.

Проведены эксперименты по выяснению влияния сжимающих и растягивающих напряжений на формирование структуры и свойств атомно-упорядоченных золото-медных сплавов. Показано, что под влиянием сжимающей нагрузки 50 МПа тетрагональные *c*-оси кристаллической решетки упорядоченного сплава выстаиваются вдоль направления сжатия. В свою очередь, приложение к образцу растягивающей нагрузки приводит к развороту *c*-осей перпендикулярно направлению действующей силы. Впервые установлено, что прочностные свойства золото-медных сплавов можно несколько повысить (на ~15%) при упорядочении в поле растягивающих напряжений. При этом значительно (в ~2 раза) повышается удлинение образцов до разрушения. Упорядочение в поле сжимающих напряжений несколько снижает прочностные свойства сплавов.

Результаты работы могут быть использованы на практике, для повышения функциональных свойств изделий, изготовленных из атомно-упорядоченных сплавов Cu-Au.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект № 21-13-000135).

ОКСИДНЫЙ ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ И ТВЕРДОФАЗНАЯ СВАРИВАЕМОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

ramil.lutfullin@imsp.ru

Оксидный поверхностный слой является сдерживающим препятствием для формирования прочного твердофазного соединения (ТФС) при диффузионной сварке металлов и сплавов [1,2]. Решение актуального для авиационного машиностроения вопроса о возможности снижения температуры сварки в твердом состоянии, в частности титановых сплавов, невозможно без детального рассмотрения поведения при нагреве в вакууме оксидного слоя на поверхности соединяемых образцов.

Известно [3], что температуру сварки в твердом состоянии можно существенно понизить за счет уменьшения среднего размера зерен, используя эффект низкотемпературной сверхпластичности. Однако влияние оксидного поверхностного слоя на твердофазную свариваемость и качество полученного неразъемного соединения остается до сих пор малоизученным, что сдерживает разработку перспективных технологий сварки давлением.

Исследования проводили на промышленных двухфазных титановых сплавах ВТ6 и ВТ8, отличающихся основным легирующим элементом для стабилизации β – фазы. Рассматривали сплавы в двух исходных состояниях – мелкозернистом (МЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ).

Показано, что УМЗ структура сплава ВТ8, легированного молибденом (Mo), при нагреве более стабильна в сравнении с УМЗ структурой сплава ВТ6 (аналог сплава Ti-6Al-4V), легированного относительно более диффузионно-подвижным ванадием (V).

Как следует из эксперимента [4], начиная со сварочной температуры 700 °С и выше, наблюдается исчезновение оксидной пленки в зоне ТФС образцов, соединенных диффузионной сваркой в вакууме из МЗ сплава ВТ6. При этом температура нагрева 700 °С определена как пороговая, указывающая на нижний температурный предел успешной осуществимости диффузионной сварки. Уменьшение среднего размера зерен с 2,3 мкм до 0,2 мкм позволяет повысить твердофазную свариваемость сплава ВТ6 и снизить температуру получения качественного ТФС до 600 °С [5]. В зоне ТФС после сварки при 600 °С оксидная пленка отсутствует, хотя она четко фиксируется после сварки при температуре 550 °С.

В отличие от сплава ВТ6, в случае УМЗ сплава ВТ8, исчезновение оксидной пленки в зоне ТФС наблюдается только после более высокой температуры диффузионной сварки, составляющей 650 °С.

Таким образом, полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о связи пороговой температуры начала диффузионного растворения оксидной пленки и твердофазной свариваемости титановых сплавов и могут оказаться полезными на практике при разработке ресурсосберегающих технологий сварки титановых сплавов в твердом состоянии.

Литература

1. Z.A. Munir //Supplement to the Welding Journal. 1983. December. P. 333-336.
2. Э.С. Каракозов. Сварка металлов давлением. М.:Машиностроение, 1986. 280 с.
3. R.Ya. Lutfullin, O.A. Kaibyshev, R.V. Safiullin, O.R. Valiakhmetov, M.Kh. Mukhametrakhimov // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 2000. Vol.13. No.2. P. 561-566.
4. М. Х. Мухаметрахимов, Р.Я. Лутфуллин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Том 14. №4. С. 523-527.
5. Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов // Перспективные материалы. 2009. № 7. С. 189-193.

EFFECT OF AGING TREATMENT ON THE SHAPE MEMORY PROPERTIES OF THE QUATERNARY $Ni_{44.8}Ti_{45.2}Hf_5Cu_5$ SHAPE MEMORY ALLOY

Sadjad Baradari[1], Natalia Resnina[2], Sergey Belyaev[2], Mahmoud Nili-Ahmadabadi[1]

[1] School of Metallurgy and Materials, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran
[2] Saint Petersburg State University, 7/9 Universitetskaya nab., Saint Petersburg, 199034 Russia
sadjad.baradari@ut.ac.ir

In this study, a $Ni_{44.8}Ti_{45.2}Hf_5Cu_5$ shape memory alloy was synthesized by vacuum arc-melting in a copper mould. The as-cast alloy was solution annealed at 1000℃ for 1h and subsequently heat treated at 300-600℃ for 1h to investigate the effects of aging treatment on the phase transformation behavior and shape memory effect.

The alloy underwent a B2↔B19′ one-stage martensitic transformation. The results showed that martensitic transformation temperatures increased with increasing aging temperature from 300℃ to 600℃. Increasing transformation temperatures with aging temperature is considered to be due to atomic rearrangement during aging.

Constant stress thermal cycling experiments were carried out under a tensile stress of 200MPa. The results indicated that aging treatment could improve the recoverable strain in the alloy. The solution-annealed $Ni_{44.8}Cu_5Ti_{45.2}Hf_5$ alloy showed a recoverable strain of ~6%, while after aging at 600℃ for 1h, a recoverable strain as high as ~8.7% was obtained under 200 MPa. On the other hand, the irrecoverable strain in the alloy was not affected by aging treatment and remained almost constant at close to 1% for all conditions. Furthermore, two-way shape memory effect in the $Ni_{44.8}Ti_{45.2}Hf_5Cu_5$ alloy was developed by tensile deformation of martensite with a training strain of 3%. After solution annealing, the alloy exhibited a two-way shape-memory strain of ~1.8%. With increasing aging temperature, the two-way shape memory strain increases until it reaches a maximum value of ~2.2% at 400℃ and then decreases with further increasing the aging temperature.

СИНТЕЗ ОДНОСЛОЙНОГО ГРАФЕНА И СОЗДАНИЕ ГРАФЕНОВЫХ УСТРОЙСТВ

Смовж Д.В.[1], Сорокин Д.В.[2], Шатилов Д.А.[2]

[1]*Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, Новосибирск*
[2]*Новосибирский государственный университет, Новосибирск*
dsmovzh@gmail.com

Химическое осаждение из газовой фазы (ХОГФ) наиболее популярный в современной научной литературе метод синтеза графеновых покрытий большой площади и высокого качества. Не смотря на то, что технология используется с 2006 года [1], до сих пор активно обсуждаются параметры определяющие кинетику формирования графеновых слоев. Первично в фокусе исследователей были режимные параметры синтеза состав атмосферы и температура, далее стали рассматривать кристаллографическое состояние и морфологию каталитической подложки. В настоящий момент существует четкое представление о важности подготовки кристаллической подложки, путем ее предварительной чистки, полировки и термической обработки, с целью обеспечения максимальной чистоты, заданной морфологии и кристаллографической ориентации поверхности. Режимные параметры синтеза зависят от структуры и качества подложки, и наиболее оптимальный вариант, заключается в изменении параметров в процессе роста для обеспечения оптимальных условий на стадиях зародышеобразования графеновых кристаллов и их роста до сплошной поликристаллической пленки [2]. После синтеза графеновых покрытий, важным этапом для создания функциональных графеновых устройств, является перенос графена с каталитической подложки на заданную поверхность и при необходимости функционализация графена. В научной литературе апробировано большое количество технологий переноса графеновых слоев, с использование полимеров (ПММА, ПЭТ, полистирол, поликарбонат и др.) где полимер может являться как целевой подложкой для графена, так и промежуточной, необходимой для поддержания целостности покрытия при переносе. Удаление материала каталитической подложки проводят методом растворения в различных химически агрессивных средах. От выбора травителя подложки так же зависит степень функционализации графена после удаления каталитической подложки. Таким образом, параметры и свойства графенового устройства существенно зависят от параметров приготовления графена, его переноса и интеграции с другими элементами. Выбор стратегии производства графенового покрытия должен проводиться в соответствии с требованиями к морфологии и степени дефектности, определяемыми функциональным назначением прибора. В данной работе экспериментально исследовано влияние режимных параметров синтеза на формирование графеновых покрытий. Апробированы способы подготовки медной подложки, такие как механическая, химическая и плазмохимическая полировки. Исследовано влияние способа подготовки подложки на кинетику роста графеновых покрытий. Обсуждены особенности переноса графена на ПЭТ/ЭВА с химическим и механическим удалением подложки. На основе полученных однослойных графеновых покрытий созданы термоакустические преобразователи и сенсорные устройства и исследованы их характеристики.

Литература

1. P.R. Somani, S.P. Somani, M. Umeno. Planer nano-graphenes from camphor by CVD // Chemical Physics Letters. 2006. V. 430. N.(1-3). P. 56-59.
2. Kraus J. et al. Understanding the Reaction Kinetics to Optimize Graphene Growth on Cu by Chemical Vapor Deposition // Ann. Phys. 2017. Vol. 529. № 11. P. 1700029.

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ПЛЕНОК, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ

Ю.Ф. Иванов [1], В.В. Шугуров [1], Н.А. Прокопенко [1], О.С. Толкачев [1], Е.А. Петрикова [1], Н.Н. Черенда [2], В.В. Углов [2]

[1]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*
[2]*Белорусский государственный университет, Минск*
yufi55@mail.ru

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) являются многоэлементными материалами и содержат не менее пяти элементов близкой концентрации [1, 2]. ВЭС являются, как правило, однофазными термодинамически стабильными твердыми растворами замещения, преимущественно, на основе ОЦК или ГЦК кристаллической решетки. Стабилизация твердого раствора при кристаллизации обеспечивается преимущественно высокой энтропией смешения, низкой скоростью диффузии компонентов, малой скоростью роста кристаллитов.

Целью настоящей работы является обнаружение закономерностей формирования структуры и свойств ВЭС, синтезированных в виде тонких пленок электронно-ионно-плазменным методом, заключающимся в осаждении многоэлементной металлической плазмы, созданной электродуговым плазменно ассистированным одновременным независимым распылением катодов выбранных элементов и дополнительном облучении сформированного материала интенсивным импульсным электронным пучком.

В качестве элементов, формирующих ВЭС, использовали Ti, Al, Cu, Zr и Nb. В качестве подложки выбрали технически чистый титан ВТ1-0 и твердый сплав ВК8. Формирование ВЭС в виде тонких (до 5 мкм) пленок осуществляли осаждением многоэлементной металлической плазмы, созданной электродуговым плазменно ассистированным одновременным распылением катодов указанных элементов, используя ионно-плазменную установку «КВИНТА» (ЛПЭЭ ИСЭ СО РАН). Распыление катодов осуществляли в среде инертного газа аргона и в среде реакционно способного газа азота. Часть синтезированных пленок ВЭС была подвергнута облучению интенсивным импульсным электронным пучком на установке «СОЛО» (ЛПЭЭ ИСЭ СО РАН).

Методами сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, рентгеноструктурного анализа выполнены исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры сформированных ВЭС и ВЭС, дополнительно облученных импульсным электронным пучком. Показано, что пленки ВЭС являются многослойным рентгеноаморфным материалом. Толщина слоев изменяется в пределах от 12 нм до 23 нм. Размер кристаллитов, формирующих слои, (2-3) нм. Установлено, что микротвердость пленок ВЭС изменяется в пределах от 12,0 ГПа до 14,0 ГПа; модуль Юнга - от 230 ГПа до 310 ГПа. Облучение пленки ВЭС импульсным электронным пучком сопровождается высокоскоростной кристаллизацией материала с образованием ячеистой структуры. Объем ячеек сформирован фазой состава α-NbZrTiAl, имеющей ОЦК кристаллическую решетку; прослойки второй фазы, разделяющие ячейки кристаллизации, образованы сплавом CuZr (простая кубическая решетка). Твердость облученных пленок снижается до значений 6,9 ГПа - 8,8 ГПа. Микротвердость пленок ВЭС, синтезированных в среде азота, изменяется в пределах от 30,0 ГПа до 46,5 ГПа и зависит от соотношения металлических элементов, формирующих пленку.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект №20-58-00006 Бел_а).

Литература

1. Y.F. Ye, Q. Wang, J. Lu, C.T. Liu and Y. Yang // Materials Today. 2016. V. 19. № 6. S. 349-362.
2. D.B. Miracle, O.N. Senkov // Acta Materialia. 2017. V. 122. S. 448-451.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Г.Ф. Корзникова[1], Г.Р. Халикова[1], С.Ю. Миронов[2], М.М. Мышляев[3]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Белгородский Национальный исследовательский университет, Белгород*
[3]*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*
korznikova@anrb.ru

Большой интерес к явлению сверхпластичности, открытому в 1934 году Пирсоном вначале был обусловлен необычным поведением материала при растяжении и задействованными механизмами пластического течения. Позже, когда стало ясно, что в сверхпластическое состояние можно перевести самые разнообразные металлические материалы к научному интересу добавился и повышенный практический интерес. Интенсивные исследования эффекта сверхпластичности, проводимые в течение последних ~50 лет, позволили выявить ключевые закономерности этого процесса, в частности, были предложены основные механизмы сверхпластической деформации, действующие в разных скоростных интервалах и обеспечивающие высокие удлинения без разрушения. Несмотря на исключительную важность этих результатов, следует отметить, что они были получены с привлечением доступных на тот момент методов традиционной металлографии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Выявить механизмы сверхпластического течения можно только с привлечением структурных методов, дающих прямые доказательства действия конкретных механизмов деформации.

Одним из таких методов является принципиально новый метод микроскопии, основанный на автоматическом анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD анализ), представляющий собой симбиоз металлографии и рентгеноструктурного анализа и характеризующийся большой статистической выборкой измерений.

Настоящая работа была предпринята для изучения поведения алюминиевого сплава 1420 при сверхпластической деформации. Этот материал относится к относительно новому поколению авиационных алюминиевых сплавов с высокой удельной прочностью и хорошей свариваемостью и имеет хороший потенциал для применения в авиакосмических отраслях промышленности.

Для получения мелкозернистой структуры, необходимой для сверхпластической деформации материал переводили в состояние твердого раствора отжигом при 470°С и подвергали равноканальному угловому прессованию (ECAP) при 390°С 10 проходов. Такая обработка позволила получить структурное состояние со средним размером равноосных зерен ~ 1 мкм, и долей высокоугловых границ не менее 70%. Плоские стандартные образцы испытывали на сверхпластичность растяжением до разрыва при 370°С и 395°С с начальной скоростью деформации $3x10^{-2}c^{-1}$ на испытательной машине Instron. Показатели скоростной чувствительности напряжения течения определяли переключением скоростей деформирования. EBSD анализ проводили как на исходных образцах, так и на разрушенных образцах вблизи зоны разрушения.

Была выявлена тенденция к уменьшению параметра скоростной чувствительности напряжения течения с увеличением степени сверхпластической деформации. Возможно, что это связано с ростом зерен и сопутствующим подавлением зернограничного проскальзывания. Данные EBSD анализа подтверждают этот вывод, поскольку зерна оказались вытянутыми вдоль оси растяжения, содержали значительную долю МУГ и имели преимущественную кристаллографическую ориентацию {hkl} <1 0 0> и {hkl} <1 1 1>. что однозначно указывает на рост вклада внутризеренного дислокационного скольжения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 20-02-00331 а.

FACILE METHOD TO FABRICATE SEMICONDUCTIVE COMPOSITE SOFT MATERIAL

A.A. Abu Ghazal[1], G.H. Al-Malkawi[2], R.M. Alakash[2], D.A. Ababneh[2], S. A. Mathhar[2], M.A. Al-shayeb[2], L.M. Abou Doud[2], R. H. Zaza[1], T.M. Alhajaj[1], Z.N. Aldaghdashi[1]

[1]*Research Laboratories and Information Directorate, Jordan Atomic Energy Commission, Amman, Jordan*
[2]*Nuclear engineering department, Jordan University of Science and Technology, Irbid, Jordan*
rawand.mazen10@gmail.com

This work was carried out to reach a semiconducting polymeric material in the material testing laboratory of the Jordan atomic energy commission. The sample was prepared by adding 87 wt. % of approximately 3.8 mm diameter hot melt glue gun sticks adhesive and 13 wt. % polystyrene powder produced by grinding 3.5 mm diameter polystyrene granules using a ball mill device, which were dissolved in 20 ml of organic toluene C_6H_5-CH_3. From the dry cell batteries, the solid carbon cathode rods were manually ground and mixed with the carbon and manganese dioxide powder, then they were sieved into powder with a diameter of fewer than 125 microns using a vibratory sieve shaker. The obtained sifted powder was added to the resulting hot melt adhesive-polystyrene gelatinous solution, after making sure of the solution homogeneity, it was placed on a glass plate then immediately cooled for ~ 80,000 seconds, under a temperature of -5 ^{0}C. The primary results showed that the final product was soft with a density of ~1.14 g/cm^3. In addition, it was noticed that only one surface of the sample had an electrical conductivity of ~ 2.23×10^{-6} $(\Omega.m)^{-1}$ [1], the other was a complete insulator of electricity. Composite materials with such properties can have applications in various industrials fields.

a b c

Fig. 1. Results of manufacturing semi-conductive composite soft material with chips geometry; the side and top view of the final product (a), the micromorphology of the insulation surface (b) and the micromorphology of the conductive surface (c)

Literature

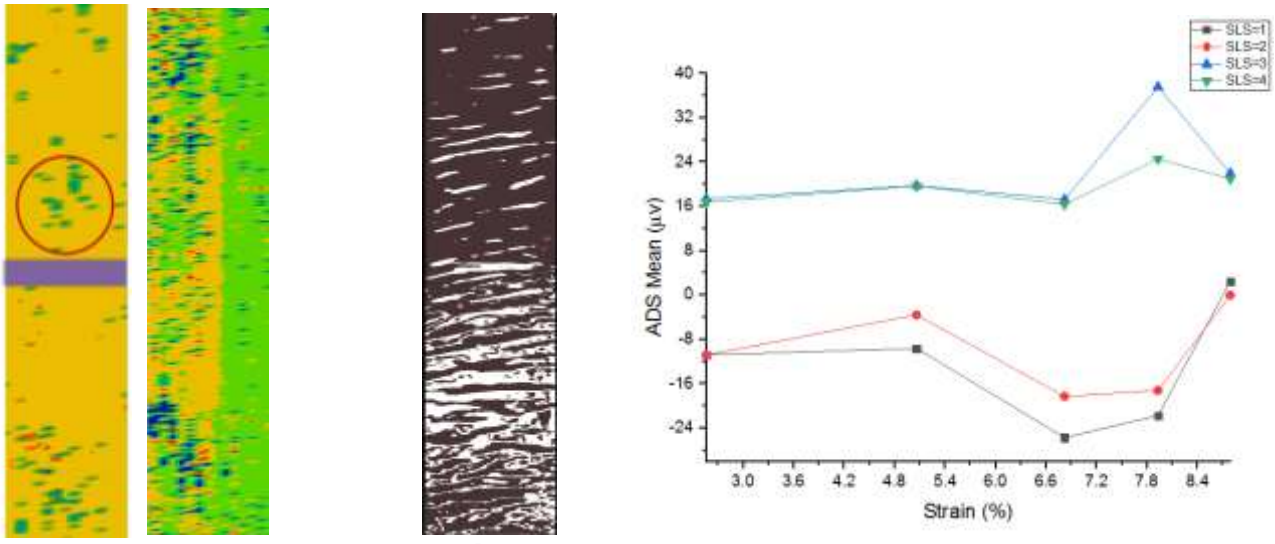
1. B.T.S. Ramanujam, Pratheep K. Annamalai //1 - Conducting polymer–graphite binary and hybrid composites: Structure, properties, and applications, Editor(s): Vijay Kumar Thakur, Manju Kumari Thakur, Asokan Pappu, Hybrid Polymer Composite Materials, Woodhead Publishing. 2017. P. 1-34, ISBN 9780081007853, https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100785-3.00001-2.

TRACKING THE FAILURE BEHAVIOUR OF WELDED AUSTENITIC STAINLESS STEEL 316 UNDER GRADUAL CYCLIC TENSILE DEFORMATION CONDITIONS

A.A. Abu Ghazal[1], G.H. Al-Malkawi[2], S.A. Alkhdour [2]

[1]*Material Testing laboratory, Research Laboratories and Information Directorate, Jordan Atomic Energy Commission, Amman, Jordan.*
[2]*Nuclear engineering department, Jordan University of science and Technology, Irbid, Jordan.*
gazal.ayman@yandex.ru

This work shows the results of the application of the scanning contact potentiometry SCP technique [1] and X-Ray imaging for tracking the behavior of austenitic stainless steel 316 specimen, welded from the center by austenitic stainless steel ER308 Weld Wire, under the deformation condition of gradual cyclic tensile test. The results of potentiograms, before performing the tensile deformation, show an existing region of inhomogeneity localized near the welding region, this indicates the presence of a cold crack [2] which formed as a result of the welding process. By increasing the cyclic deformation, where ε =7.93 %, noticed appearance longitudinal crack length of ≈ 2 mm on the specimen's surface located in the same previously identified region. In addition, the results show that the formation of the martensite phase occurs at ε =6.82 % within the hole specimen but is concentrated in the austenitic stainless steel ER308 welded filler. X-Ray film confirmed the existence of welding defects and diagonal deformation lines on the entire specimen volume at ε =8.79 %, which increased around the welding zone.



a b c

Fig. 1. Results of SCP and X-Ray imaging; potentiograms before performing the deformation test and at ε =8.79 % respectively (a), X-Ray imaging film at ε =8.79 % (b) the relationship between the mean amplitude of diagnostic signals (μV) and Strain (%) after each deformation test (c)

Literature

1. A.A. Abu Ghazal, P.S. Dzhumaev, A.V. Osintsev, V.I. Polsky, V.I. Surin// Experimental investigation of the failure of steel AISI 316 by the methods of structural analyses. Lett. Mater., 2019, 9(1) 33-38. https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-1-33-38.
2. Klas Weman,10 - Submerged arc welding, Editor (s): Klas Weman, In Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies. Woodhead Publishing. 2012. P. 105-117. https://doi.org/10.1533/9780857095183.105.

ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА В СПЛАВАХ РАЗНОЙ ДИСПЕРСНОСТИ И ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ

В.В. Столяров, А.А. Мисоченко

Институт машиноведения РАН, Москва
vlstol@mail.ru

Одним из методов создания наноструктурного (НС) состояния в сплавах является метод интенсивной пластической деформации (ИПД) с использованием импульсного тока [1], основанный на электропластическом эффекте (ЭПЭ), природа которого для современных материалов слабо изучена. Одним из механизмов, повышающих деформационную способность материалов, является тепловой эффект тока [2], теоретические оценки которого являются слабым приближением к реальным значениям и требуют экспериментальной проверки, учитывающей структурные особенности и теплофизические свойства материала. В этой связи в настоящей работе исследуется влияние дисперсности структуры и фазового состава на величину теплового эффекта при электроимпульсной обработке материалов, отличающихся электро- и теплопроводностью.

Материалами исследования служили сплавы в виде прутков ∅6 мм: с памятью формы $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$, конструкционные сплавы Д16 и ВТ6. Крупнозернистое (КЗ) состояние получали закалкой с температур 750 °С ($Ti_{49.2}Ni_{50.8}$) и 515 °С (Д16) и отжигом при 850 °С (ВТ6). Для получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры сплавы подвергались прокатке с током до ∅3 мм и последующему отжигу при температуре 500 и 190 °С. Максимальный (минимальный) размер зерен соответствовал 50 мкм (90 нм) в сплаве $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ и 30 мкм (6 мкм) для сплава Д16. Сплав ВТ6 исследовали в отожженном состоянии с размером зерен около 50 мкм. Тепловой эффект тока определяли с помощью термопары и осциллографа на образцах ∅3х30 мм после пропускания импульсного тока (j=100 А/мм^2; f=1000 Гц; τ=120 мкс), соответствующего условиям прокатки в течении t = 2, 3 и 5 сек.

Результаты (рис.1) показали, что в КЗ состоянии тепловой эффект ΔТ составил 30-70 °С (Д16), 55-250 °С ($Ti_{49.2}Ni_{50.8}$) и более 250 °С (ВТ6). В УМЗ состоянии тепловой эффект для всех материалов оказался ниже, чем для КЗ состояния и в зависимости от размера зерен составил на 7-20 °С (Д16), 40-90 °С ($Ti_{49.2}Ni_{50.8}$).

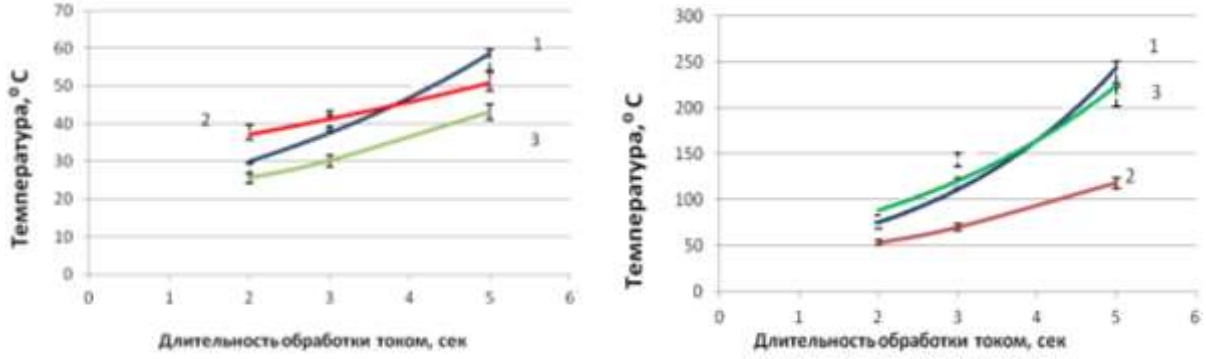


Рис.1. Тепловой эффект в Д16 (а) и $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ (б): 1-КЗ; 2 – прокатка с током; 3 – УМЗ

Роль дисперсности структуры, фазового состава и характеристик тепло/электропроводности в изменении теплового эффекта обсуждается.

Литература

1. В.В. Столяров // Письма о материалах, 2011. 1. С.75-77.
2. K. Okazaki, M. Kagawa, H. Conrad, An evaluation of the contributions of skin, pinch and heating effects to the electroplastic effect in titanium // Mater. Sci. Eng., 1980. 45. 109–116.

ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И МАГНИТНЫЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА

Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, А.Ю. Калетин

Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург
kaletina@imp.uran.ru

Разработка и изыскание новых оптимальных составов сплавов Гейслера связана с перспективами их практического использования в рабочих элементах сенсорных, силовых и других высокотехнологичных устройств. Такие сплавы обладают повышенной чувствительностью к изменению температуры, механического и магнитного воздействий. Обратимые мартенситные превращения в сплавах Гейслера определяют функциональные термоупругие и магнитоупругие свойства. В связи с этим исследования влияния легирующих элементов на структурно-фазовые и магнитные переходы представляются актуальными.

В настоящей работе представлены результаты исследования структурно-фазовых превращений в сплавах $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ и $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$. Сплавы после выплавки гомогенизировали в вакууме при температуре 1173 К в течение длительного времени с последующей закалкой в воду, а затем вырезали образцы для структурных исследований и магнитных измерений.

В высокотемпературной области исследуемые сплавы находятся в аустенитном состоянии и имеют кубическую кристаллическую решетку, упорядоченную по типу $L2_1$ фазы. При охлаждении в сплавах сначала наблюдается магнитный переход в аустенитной фазе. Так, в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ температура Кюри аустенита (Tc_A) - 310 К, в сплаве $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ - 408 К. При дальнейшем охлаждении наблюдается мартенситное превращение, сопровождающееся перестройкой кристаллической решетки. Температуры мартенситного превращения (Тм) соответственно составили для $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ - 300 К, для $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ - 325 К.

Установлено, что для сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ температуры магнитного и структурного превращений близки и практически совпадают. Для сплава $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ температуры Тм и Tc_A различаются существенно. Для сплава $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ мартенситный переход растянут, гистерезис составляет 20 К. Температурный гистерезис мартенситного превращения для сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ составил около 10 К.

Электронно-микроскопические исследования структуры показали, что в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ формируется структура модулированного мартенсита, мартенситное превращение идет по типу $L2_1 \rightarrow 14M$. В сплаве $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ формируется более сложная мартенситная структура, наряду с тонкопластинчатым модулированным мартенситом 14*M* наблюдали другой, внутренне двойникованный мартенсит.

Таким образом, легирование системы Ni-Mn-In кобальтом приводит к повышению температур как магнитного перехода, так и мартенситного превращения. Особенности и тонкости структуры мартенсита в исследуемых сплавах обсуждаются в рамках существующих структурно-фазовых превращений.

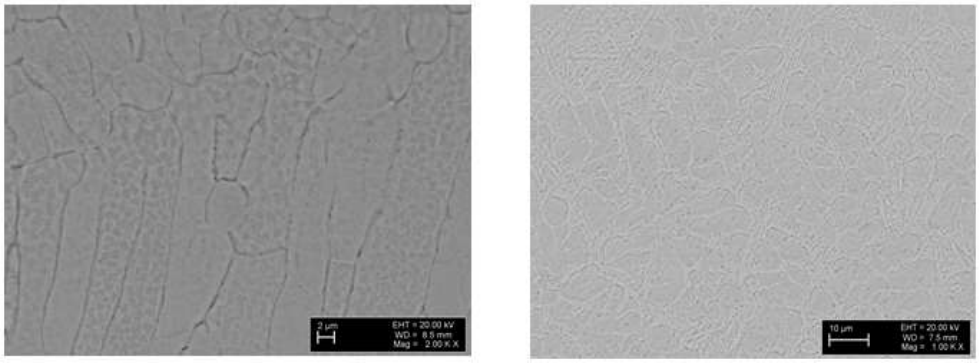
Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» (г.р. № АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).

EFFECT OF HOT ISOSTATIC PRESSING ON COPPER-BASED SHAPE MEMORY ALLOY BUILT USING SELECTIVE LASER MELTING

Shalini Singh[1,2], A N Jinoop[3,4], I.A. Palani[1], C.P. Paul[3,4], K.G. Prashanth[2,5,6]

[1]*Mechatronics and Instrumentation Lab, Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Madhya Pradesh 453552, India*
[2] *Department of Mechanical and Industrial Engineering, Tallinn University of Technology, 19086 Tallinn, Estonia.*
[3] *Laser Technology Division, Raja Ramanna Centre for Advanced Technology, Indore, Madhya Pradesh 452013, India.*
[4] *Homi Bhabha National Institute, Anushaktinagar, Mumbai, Maharashtra 400094, India.*
[5] *Erich Schmid Institute of Materials Science, Austrian Academy of Sciences, A-8700 Leoben, Austria.*
[6]*CBCMT, Vellore Institute of Technology, Vellore, 632014 Tamil Nadu, India. for Materials Science, New Town, Country*
s13singh2013@gmail.com, palaniia@iiti.ac.in

Additive manufacturing (AM) is an advanced manufacturing process that finds wide applications in various sectors such as aerospace, medical, automotive, etc. Selective laser melting (SLM) is one of the metal AM processes used to build highly complex three-dimensional components in a layer-by-layer fashion. SLM is used for processing various alloys such as stainless steel, titanium alloy, aluminium alloy, nickel-based superalloy, etc for engineering and medical applications. Among the various advanced materials processed using SLM, shape memory alloy (SMA) is a primary choice for several micro-electro-mechanical systems (MEMS), like actuators in valves and micro-pumps. Copper (Cu) based SMAs, with the addition of Al and Ni to Cu, show good shape memory behaviour at high temperatures. However, it is difficult to fabricate high-density Cu-Al-Ni SMA structures using SLM due to the high reflectivity of Copper. In addition, high elastic anisotropy and brittleness in the polycrystalline state also limit the fabrication of dense SMA structures [1,2]. In the present work, hot isostatic pressing (HIPing) is used as a post-processing technique to improve the density of SLM built Cu-Al-Ni SMA. Further, the effect of HIPing on the microstructure and microhardness of the SMA is also investigated. It is observed that an improvement in the density by 12% is observed with HIPing. Homogenous microstructure is observed after HIPing (refer to Fig.1), with an improvement in the micro-hardness. The study paves a way to improve the density and tailor the properties of Cu-Al-Ni SMA using HIPing.



(a) (b)

Fig.1. Microstructure of SLM fabricated CuAlNi samples (a) before HIPing (b) after HIPing

Literature

1. Niedbalski, S., Durán, A., Walczak, M., & Ramos-Grez, J. A. (2019 Materials,Chile: Mechanical and Metallurgy 12(5), 794.
2. Gustmann, T., Dos Santos, J. M., Gargarella, P., Kühn, U., Van Humbeeck, J., & Pauly, S. (2017). Dresden: Material Engineering, 3(1), 24-36.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ В РЕЖИМЕ-СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Валитов В.А.[1,2], Утяшев Ф.З. [1], Галиева Э.В. [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
Valitov_va@imsp.ru

На примере ряда деформируемых никелевых сплавов (ЭП962, ЭП742, ЭК79 ЭП975), а также гранульных (Astroloy, ЭП741НП) и сплава показано, что за счет контролируемого управления режимами деформационной и термической обработок в объемных полуфабрикатах и деталях типа диск ГТД могут быть созданы регламентированные структурные состояния, обеспечивающие требуемое сочетание технологических (сверхпластических) и эксплуатационных свойств.

Показано, что деформация (штамповка) в квазиизотермических условиях является эффективным методом изготовления из деформируемых сплавов ЭП742, ЭК79 и ЭП975 дисков ГТД диаметром 550 мм с однородной структурой типа микродуплекс с размером зерен и фаз менее 10мкм. После окончательной термической обработки в дисках из указанных сплавов диаметром 550мм сформирована однородная крупнозернистая структура с размером зерен γ-фазы 140-170мм мкм с внутризеренными когерентными выделениями упрочняющей γ′фазы. Установлено, что кратковременные механические свойства и длительная прочность дисков диаметром 550мм после окончательной термической обработки полностью соответствует требованиям технических условий на диски ГТД из сплавов ЭП742, ЭК79 и ЭП975.

На примере деформируемого сплава ЭП962 продемонстрирована эффективность использования локальной схемы формообразования (РФ №2119842, ЕР 0912270 В1) в температурно-скоростном режиме сверхпластичности (СП) для получения деталей типа диск ГТД как с однородной структурой, так и с регламентированным изменением микроструктуры в радиальном направлении: мелкозернистой структуры типа микродуплекс в ступице, смешанной типа “ожерелье” в полотне и крупнозернистой с извилистыми границами зерен в ободе диска. Следует отметить, что аналогичные результаты были получены в модельных дисках из гранульных сплавов ЭП741НП и Astroloy с использованием схемы одноосного сжатия–штамповки в режиме сверхпластичности.

Анализ результатов механических испытаний образцов, вырезанных из различных зон дисков с регламентированной структурой, показал следующее. Наиболее высокие прочностные свойства обеспечила мелкозернистая структура типа микродуплекс, сформированная в центральной зоне детали (ступице диска), работающей при пониженных температурах. В наиболее нагретой периферийной зоне детали – ободе - была получена крупнозернистая структура с извилистыми границами зерен, что обеспечило достижение максимальных жаропрочных свойств. В зоне полотна, работающей при умеренных температурах, сформирована смешанная структура типа “ожерелье”, обеспечивающая достижение повышенных характеристик как прочностных, так и жаропрочных свойств за счет эффекта субструктурного упрочнения.

Экспериментально доказана эффективность применения метода сварки давлением с использованием СП деформации и последующей термической обработки для получения качественных ТФС интерметаллидных сплавов типа ВКНА на основе Ni_3Al с монокристаллической структурой с деформируемыми жаропрочными никелевыми сплавами типа ЭП975 и ЭК61. В зависимости от режимов СД достигается прочность сварных образцов на уровне ~ (0,6...1) $\sigma_в$ относительно прочности интерметаллидного сплава.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕДНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ МЕСТНОЙ ЗАЩИТЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ОТ ДИФФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ОДНОВРЕМЕННЫМ НАСЫЩЕНИЕМ БОРОМ, ХРОМОМ И ТИТАНОМ

М.А. Гурьев[1], А.М. Гурьев[1,2], С.Г. Иванов[1], Б.Д. Лыгденов[2]

[1]*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия*

[2] *Уханьский текстильный университет, Ухань, КНР*

lygdenov59@mail.ru

Представлен сравнительный анализ микроструктуры диффузионных покрытий на конструкционной стали, полученных одновременным диффузионным насыщением бором, хромом и титаном. При этом, перед насыщением на отдельные образцы наносилось медное покрытие толщиной 10 и 25 мкм для защиты от диффузионного борирования. Медное покрытие наносили электролитическим способом. Насыщение производили путем упаковки насыщаемых образцов размерами 15х15х50 мм в жаростойкий контейнер с порошковой насыщающей средой, состав которой приведен в [1–4]. При насыщении стали без медного защитного покрытия, толщина диффузионного слоя составляет 120-140 мкм, тогда как при насыщении стали с медным покрытием толщиной 10 мкм, толщина диффузионного покрытия находится в пределах 70-80 мкм, что на 58 % меньше. А при одновременном насыщении бором, хромом и титаном стали с предварительно нанесенным медным покрытием толщиной 25 мкм, толщина диффузионного слоя составила 35–40 мкм, при этом медное покрытие было преобразовано в интерметаллидное покрытие, содержащее соединения состава Cu_xTi_y, дополнительно легированные боридами хрома. Переходная зона образцов из сталей с предварительно нанесенным медным покрытием, после комплексного диффузионного насыщения бором, хромом и титаном, содержит до 20 об. % феррита, тогда как в случае стали без медного покрытия, переходная зона представлена только перлитом. Максимальная микротвердость диффузионного слоя на стали с предварительно нанесенным медным покрытием, в 1,8 раза уступает показателю максимальной микротвердости диффузионного слоя на стали без медного покрытия. Таким образом, в случае комплексного насыщения конструкционных сталей одновременно бором, хромом и титаном, медные покрытия не могут быть использованы для местной защиты от диффузионного упрочнения поверхности.

Литература

1. Гурьев А.М., Иванов С.Г., Лыгденов Б.Д., Земляков С.А., Власова О.А., Кошелева Е.А., Гурьев М.А. Способ упрочнения деталей из конструкционных и инструментальных сталей. Патент на изобретение RU 2345175 C1, 27.01.2009. Заявка № 2007112368/02 от 03.04.2007.
2. Гурьев М.А., Фильчаков Д.С., Гармаева И.А., Иванов С.Г., Гурьев А.М., Околович Г.А. Технология нанесения многокомпонентных упрочняющих покрытий на стальные детали. Ползуновский вестник. 2012. № 1-1. С. 73-78.
3. Иванов С.Г., Куркина Л.А., Грешилов А.Д., Гурьев А.М. Исследование зависимости морфологии диффузионных боридных покрытий на углеродистых сталях от состава и фракции насыщающей смеси. Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. Т. 9. № 4. С. 556-559.
4. Гармаева И.А., Гурьев А.М., Иванова Т.Г., Гурьев М.А., Иванов С.Г. Сравнительное исследование насыщающей способности борирующих сред различного состава. Письма о материалах. 2016. Т. 6. № 4 (24). С. 262-265.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОГО КАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ МЕДНЫХ ОБРАЗЦОВ

С.А. Зелепугин [1,2], Н.В. Пахнутова [1]

[1]Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск
[2]Томский научный центр Сибирского отделения Российской академии наук, Томск
szel@yandex.ru

Получение материалов с улучшенными физико-механическими свойствами - одно из основных направлений в области материаловедения. Уровень развития технологий интенсивных пластических деформаций (ИПД) позволяет получать наноструктурные и ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы и сплавы с размером зерна порядка 50−150 нм [1], которые имеют уникальные свойства и применяются во многих областях науки и техники. Известно, что при таких технологических процессах ИПД, как прокатка, вытяжка, прессовка, размер зерна металла уменьшается в несколько раз, но границы зерен имеют малоугловую разориентировку, поэтому для получения большеугловых границ зерен используют специальные схемы: кручение под высоким давлением, равнокальное угловое прессование (РКУП) [1], динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) [2].

В данной работе рассматривается процесс ДКУП, который является модификаций РКУП, но его принципиальное отличие в том, что вместо прессового оборудования используется, как правило, пороховой заряд, вследствие чего, происходит быстрый рост давления, действующего на тыльную часть образца, а сам образец может быть разогнан до достаточно высоких скоростей. Это позволяет снизить количество проходов образца в несколько раз для достижения однородной УМЗ-структуры в объеме образца.

Целью данной работы является численное моделирование и анализ процесса ДКУП с учетом параметров давления (P_0 = 310 МПа) и ускорения ($2.7 \cdot 10^5$ м/с^2), определенных из экспериментов [3], а также определение величины скорости, при которой возможно успешное прохождение образцом пересекающихся каналов.

Рассматривается задача о движении медного (М1) образца квадратного сечения. Длина образца 65 мм, размеры в сечении 16×16 мм. В начальный момент времени образец находится в вертикальном канале оснастки и имеет начальную скорость от 0 до 1800 м/с при постоянном давлении 310 МПа, действующем на тыльную часть образца. Стенки оснастки считаются абсолютно жесткими. Основная задача численных расчетов – выбор начальной скорости образца, необходимой для успешного прохождения каналов оснастки при выбранном постоянном давлении.

В результате проведенных исследований определено значение начальной скорости движения медного образца перед попаданием в область пересечения каналов, равное 170 м/с, при котором возможно успешное прохождение ДКУП. При увеличении скорости образца происходит критическая деформация и разрушение в начальный период (0.1–0.15 мс) процесса ДКУП, а при уменьшении – возрастает вероятность того, что образец застрянет в пересекающихся каналах.

Литература

1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov // Progress in Materials Science. 2000. V. 45. Issue 2. P. 103−189.
2. И.Г. Бродова, В.И. Зельдович, И.В. Хомская и др. Структура и свойства субмикрокристаллических и нанокристаллических цветных металлов и сплавов при экстремальных воздействиях / под ред. И.Г. Бродовой. Екатеринбург: Издательство УМЦ УПИ, 2018. 363 с.
3. И.Г. Русяк, М.А. Ермолаев // Вестник ИжГТУ. 2014. № 4(64). С. 162−165.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi В РАБОЧЕМ ЦИКЛЕ ПРИВОДОВ С ЭЛЕМЕНТАМИ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

С.П. Беляев[1], Н.Н. Реснина[1], Е.С. Демидова[1], А.М. Иванов[1], А.В. Шеляков [2], А.В. Андреев [3], А.Х. Габриелян [1]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
[2]Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Москва
[3]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
spbelyaev@mail.ru

Одним из применений сплавов с памятью формы на основе TiNi являются приводы многократного действия. Для реализации многократного изменения деформации сплавы на основе TiNi необходимо в каждом цикле деформировать, а затем, подвергать нагреванию через температурный интервал обратного мартенситного перехода. Предварительное деформирование можно осуществлять путем активного деформирования или охлаждением под напряжением. Вместе с тем эти способы неприменимы, если мощность охлаждающего или нагружающего устройства малы. В настоящей работе предлагается принципиально новый режим рабочего цикла привода из сплава с памятью формы на основе TiNi, который основан на использовании сплавов, претерпевающих термоупругое превращение в изотермических условиях. Такие переходы проявляются в сплавах на основе TiNi, легированных третьим или четвертым элементами, или в бинарных сплавах с нестехиометрическим составом. В связи со сказанным, целью работы явилось исследование изменения деформации при изотермическом переходе в сплавах на основе TiNi в режимах, близких к эксплуатационным.

В качестве объектов исследования использовали сплавы $Ti_{49}Ni_{51}$ и $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$, которые испытывают мартенситное превращение в изотермических условиях. Первоначально была исследована деформация сплавов за счет изотермического превращения под напряжением. Для этого образцы либо охлаждали под напряжением до температуры T*, которая находилась в окрестности температуры $M_н$, и выдерживали при этой температуре под нагрузкой, либо активно нагружали при температуре, близкой к $M_н$, а затем выдерживали под напряжением. При выдержке под напряжением в обоих случаях наблюдали изменение деформации, величина которой зависела от напряжения, температуры выдержки, химического состава сплава и способа предварительного деформирования. После выдержки образцы нагревали через температурный интервал превращения и регистрировали полное восстановление деформации. Максимальное значение изотермической деформации в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ составило 3,5 % и наблюдалось в режиме «охлаждение под напряжением – выдержка под напряжением» (σ=160 МПа). В сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ максимальная изотермическая деформация 6 % наблюдалась в режиме «активное деформирование – выдержка под напряжением» (σ=300 МПа). Таким образом, в работе была показана возможность реализации рабочего цикла, в котором образец предварительно деформировался за счет мартенситного перехода в изотермических условиях. Исследована стабильность изменения изотермической деформации с циклами. Показано, что изотермическая деформация стабильна и слабо зависит от номера цикла в режиме «охлаждение под напряжением – выдержка под напряжением». В режиме «активное деформирование – выдержка под напряжением» изотермическая деформация значительно уменьшалась с циклами.

Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 18-19-00226-П.

ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ Al_2O_3 НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТЕТРАГОНАЛЬНОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ОКСИДОМ ИТТРИЯ

Е.Е. Дерюгин[1], И.А. Даниленко[2], Н.А. Наркевич[1], Г.В. Ласко[3], З. Шмаудер[3]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, 634055, Томск, Россия*
[2]*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Киев, Украина*
[3]*Штутгартский университет, Институт испытаний материалов, материаловедения и прочности материалов (IMWF), Штутгарт, Германия*
dee@ispms.tsc.ru

Произведены различные технологические условия изготовления образцов и режимов спекания диоксида циркония ZrO_2, стабилизированного различными добавками оксида иттрия Y_2O_3. Порошки получены методом совместного осаждения нанопорошков диоксида циркония ZrO_2 и оксида иттрия Y_2O_3. Исследовано влияние добавки 2wt%Al_2O_3 на трещиностойкость керамики.

Применена оригинальная методика расчета трещиностойкости по данным испытаний двухконсольных образцов с шевронным надрезом методом расклинивания. В качестве основных характеристик трещиностойкости определяли максимальную скорость высвобождения энергии (energy release rate) и критический коэффициент интенсивности напряжений.

При испытаниях использовали метод расклинивания двухконсольных образцов с шевронным надрезом. Нагружение образцов производили на испытательной установке Instron 5582 (USA) с поступательным перемещением клина со скоростью 0.05 mm/min [1].

Характерной особенностью диаграмм нагружения керамик на основе диоксида циркония, стабилизированных добавками оксида иттрия, является длительная стадия неупругой деформации с четко выраженным началом релаксации силы, действующей на прогиб консолей. Начало релаксации определяет конец упругой и начало неупругой деформации керамики. Неупругая стадия реализуется без присутствия трещины в зоне шевронного надреза. Качественный вид кривых подобен «зубу» текучести на кривых нагружения плоских образцов поликристаллического железа.

Для каждого режима определены значения характеристик трещиностойкости с использованием экспериментальных данных испытаний. Показано, что хорошую трещиностойкость проявляет керамика состава ZrO_2 + 3mol%Y_2O_3 + 2wt%Al_2O_3. Отклонение от состава 3mol%Y_2O_3 уменьшает показатели трещиностойкости. Повышению трещиностойкости благоприятствует измельчение порошка на планетарной мельнице. Присутствие 2wt%Al_2O_3 увеличивает продолжительность упругой стадии деформации керамики. При этом не наблюдается заметного увеличения характеристик трещиностойкости материала.

Литература

1. E.E. Deryugin, S. Schmauder, V.E. Panina, M.O. Eremin at al. Study of deformation and fracture of ZrO_2 +3%Y_2O_3 ceramics by wedge splitting of a chevron-notched specimen // Engineering Fracture Mechanics. 2019. V. 218, № 10, 106573. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2019.106573

НОВЫЕ ГИБРИДНЫЕ ГРАФЕНОВЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ КАК ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОВЕРХНОСТИ В ЭНЕРГЕТИКЕ И ЭЛЕКТРОНИКЕ

Д.Д. Бабенко [1], А.С. Дмитриев [1,2], В.В. Михайлов [2], И.А. Михайлова [1], О.В. Суворова[3], А.А. Ревина[3]

[1]Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва
[2] ООО «Институт графена», Москва
[3]Институт физической химии и электрохимии им.А.Н. Фрумкина, РАН, Москва
asdmitriev@mail.ru

В последние годы двумерные материалы, включая графен, привлекают пристальное внимание не только своими уникальными свойствами, но и огромным числом применений [1,2]. Нанокомпозиты на базе малослойного графена (от одного до 5-7 слоев) с большими латеральными размерами графеновых нанохлопьев (до 100 мкм) показывают не только замечательные механические свойства, но и весьма низкое электрическое сопротивление и значительную теплопроводность. Последние обстоятельства делают подобные композиты весьма привлекательными как для электроники (термоменеджмент и термоинтерфейсные материалы), так и для энергетики (новые функциональные поверхности для управления и значительного повышения эффективности процессов тепломассопереноса на них, например, конденсации, испарения и кипения.

В данной работе представлены последние результаты исследований графеновых нанокомпозитов и гибридных графеновых нанокомпозитов (в частности, с добавлением жидких металлов с низкой температурой плавления, а также функционализация наночастицами серебра, золота и германия графеновых хлопьев в нанокомпозитах). Помимо этого, получены новые данные для гибридных графеновых нанокомпозитов с включением (до 4%) наночастиц нитрида бора и нитрида алюминия.

Изучение образцов указанных выше нанокомпозитов показывает большое число новых эффектов. В частности, исследование смачиваемости и растекания на поверхности полученных образцов показывает динамику смены режимов смачиваемости, от моды Касси-Бакстера до моды Венцеля, включая переходные метастабильные режимы, что указывает на управляемость процессами смачиваемости на подобных поверхностях с помощью нагрева и охлаждения. Особенный интерес представляют режимы испарения и кипения различные рабочие жидкости (включая режим пленочного кипения около и выше температуры Лейденфроста). Однако обнаружено, что указанные материалы могут быть нестабильными и деградировать при температуре выше определенной, которая зависит от условий прессования образцов. Это явно указывает, что такие графеновые нанокомпозиты, полученные даже при давлении несколько сотен атмосфер, содержат газ и воздух в нанопорах и хорошо впитывают жидкости, особенно воду, которая в процессе нагрева образует пузыри со значительным внутренним давлением, разрушающие образец.

Для парирования деградации поверхности и образцов в целом был использован метод армирования графеновых композитов металлическими сетками, что привело к улучшению базовых характеристик материала, что чрезвычайно важно для его использования в различных сегментах энергетических технологий и новых термоинтерфейсных материалов для термостабилизации электроники.

Работа поддержана грантом РНФ 17-19-01757.

Литература

1. Zhang P, Lv F. A review of the recent advances in superhydrophobic surfaces and the emerging energyrelated applications. Energy. 2015; 82. 1068-1087.
2. Dmitriev. Hybrid Graphene Nanocomposites: Thermal Interface Materials and Functional Energy Materials. In: Graphene Production and Application// Ed. Prof. Sadia Ameen. 2019. InTechOpen

МЕХАНИЧЕСКИЕ, АДГЕЗИОННЫЕ И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ГРАФЕНОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ

А.С. Дмитриев [1], И.А. Михайлова [1], К. Чой [2]

[1]Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва
[2] NanoSolar Energy, Сувон, Корея
asdmitriev@mail.ru

Повышение эффективности и экологической безопасности перспективных энергетических установок, например, в солнечной теплоэнергетике, требует использования систем хранения тепловой энергии [1-3]. В последние годы активно применяются материалы с фазовыми переходами, которые используют латентное тепло фазового перехода (Phase Change Materials, PCM). Таких материалов достаточно много, но некоторые их свойства недостаточно изучены [1]. В качестве материалов для хранения тепловой энергии в последнее время начали использовать различные нанокомпозиты, в частности, на базе парафина и малослойного графена (от одного до 5-7 слоев) с большими латеральными размерами графеновых нанохлопьев (до 100 мкм) [4]. Такие материалы показывают уникальные механические и тепловые свойства, большой температурный диапазон использования и высокую стабильность относительно деградации. Следует отметить, что в настоящее время весьма мало работ посвящено стабильности PCM, что не позволяет использовать некоторые из них в приложениях. Особенно это касается воздействия на эти материалы мощных потоков концентрированного солнечного излучения.

В настоящей работе выполнены экспериментальные и теоретические исследования механического и теплового поведения указанных композитов при нагреве имитатором солнечного излучения, результаты измерения теплопроводности, а также верифицированные модели теплопроводности как далеко от точки фазового перехода плавление-кристаллизация, так и вблизи этой точки. Эксперименты по поглощению солнечного излучения такими материалами, а также их способность быстро накапливать теплоту за счет фазовых переходов, причем в условиях использования концентраторов солнечного планковского спектра, позволяют использовать их в энергетических тепловых системах для эффективного перераспределения энергии.

В работе также показано, что добавление в указанные материалы наночастиц карбида кремния, нитрида бора и нитрида алюминия заметно повышает механическую прочность материалов, расширяет зону пластичности при высоких температурах и меняет температуру фазового перехода. Полученные данные позволяют использовать гибридные графен-парафиновые композиты не только для систем хранения тепловой энергии, но и как термоинтерфейсные материалы для термостабилизации в электронике и энергетике.

Работа поддержана грантом РНФ № 17-19-01757.

Литература

1. L. Qiu, Y. Ouyang, Y. Feng, X. Zhang. Review on micro/nano phase change materials for solar thermal applications. Renewable Energy 140 (2019) 513-538
2. X. Chen, P. Cheng, Z. Tang et al. Carbon-Based Composite Phase Change Materials for Thermal Energy Storage, Transfer, and Conversion. Adv. Sci. 2021, 8, 2001274.
3. А.С. Дмитриев, И.А. Михайлова. Введение в наноэнергетику. М. Изд.дом МЭИ. 2011.
4. A. Dmitriev. Hybrid Graphene Nanocomposites: Thermal Interface Materials and Functional Energy Materials. In: Graphene Production and Application// Ed. Prof. Sadia Ameen. 2019. InTechOpen.

МИКРОТВЕРДОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Fe-FeO-ZrO_2

М.С. Сагайдак, А.В. Миловкин, О.В. Стогней

Воронежский государственный технический университет, ВГТУ, Воронеж
sto.sci.vrn@gmail.com

Исследовано влияние морфологии (концентрации железа), а также термических отжигов и фазовых изменений, происходящих при этом, на микротвердость нанокомпозитных покрытий Fe-FeO-ZrO_2.

Покрытия получены методом ионно-лучевого распыления составной мишени (Fe+ZrO_2) в смешанной среде (Ar+O_2). Толщина покрытий составляла 3-4 мкм. По данным рентгеноструктурного анализа полученные покрытия содержали три фазы: аморфный диоксид циркония, ОЦК-железо и вюстит (FeO) - соотношение фаз определялось концентрацией железа. Исследование электрических свойств покрытий (концентрационной зависимости сопротивления и туннельного магнитосопротивления), а также оценка среднего размера областей когерентного рассеяния свидетельствуют о том, что полученные покрытия являются нанокомпозитными. Микротвердость (H_k) покрытий исследовалась методом Кнупа.

В исходном состоянии значения H_k композитных покрытий превышают величину микротвердости напылённого аморфного диоксида циркония во всём диапазоне составов. В доперколяционной области (15 – 40 ат.% Fe) значения H_k практически не зависят от содержания железа, при более высокой концентрации наблюдается увеличение H_k с максимальными значениями 1000-1100 ед. Кнупа при 60 ат. % Fe (рис. 1). Отжиг, проведенный в вакууме при температуре 615 °C, не влияет на значения микротвердости композитов в доперколяционной области, однако снижает величину H_k композитов с высоким содержанием железа (рис. 2).

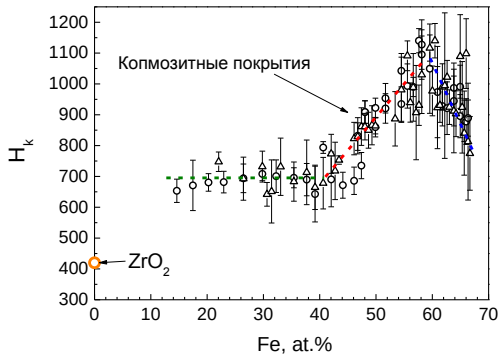


Рис. 1. Концентрационная зависимость микротвердости композитных покрытий Fe-FeO-ZrO_2

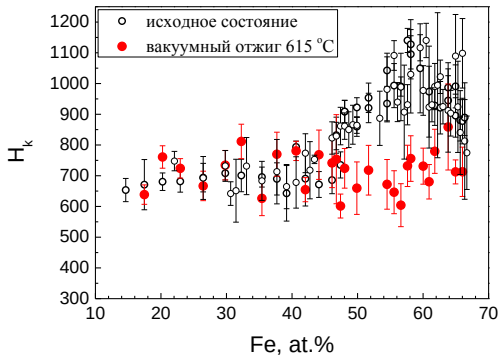


Рис. 2. Влияние отжига (615 °C) на значения микротвердости композитных покрытий Fe-FeO-ZrO_2

Показано, что кристаллизация аморфной фазы ZrO_2 в кубическую модификацию не влияет на величину H_k композитов. Отжиги композитов с высоким содержанием железа приводят к его окислению и формированию фазы магнетита (Fe_3O_4). Последовательное уменьшение значений H_k при отжигах (415, 470, 500, 560, 615 °C) коррелирует с объемной долей формирующейся фазы магнетита. Обнаружено, что после отжигов при температурах 415 и 470 °C деформирование поверхности композита носит «хрупкий» характер. По периметру отпечатка наблюдаются трещины и сколы. Однако, после повторного отжига таких образцов при температуре 600 °C признаки хрупкого разрушения пропадают и деформация отожжённых образцов происходит аналогично образцам, не подвергнутых отжигу.

Работа выполнена при поддержке гранта ФЗГМ-2020-0007.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ НОВЫХ СТРУКТУРНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ГРАФИНОВЫХ СЛОЕВ

Е.А. Беленков [1], В.В. Мавринский [1]

[1] *Челябинский государственный университет, Челябинск*
[2] *Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск*
belenkov@csu.ru

Гибридные углеродные материалы состоят из углеродных атомов в состояниях с различной координаций и соответственно с различной гибридизацией электронных орбиталей. В трех аллотропных разновидностях углерода – алмазе, графите и карбине атомы углерода находятся в sp^3, sp^2 и sp гибридизированных состояниях соответственно. Гибридные материалы могут быть четырех разновидностей – $sp+sp^2$, $sp+sp^3$, sp^2+sp^3 или $sp+sp^2+sp^3$. Интерес к гибридным углеродным материалам связан с тем, что некоторые свойства таких соединений можно варьировать при неизменном химическом составе. Для практических приложений в электронике значительныйинтерес представляют $sp+sp^2$ соединения имеющие слоевую структуру и называемые графинами (graphyne). Теоретически предсказана и теоретически исследована структура огромного разнообразия таких соединений [1,2]. Однако экспериментально пока что удалось синтезировать только две графиновых структуры – γ1-графдиин и β2-графдиин. Поэтому необходим поиск новых устойчивых полиморфов графина. В данной работе были выполнены теоретические расчеты графиновых слоев которые были модельно построена на основе 5-7c графеновых слоев.

Теоретически структура слоев графина может быть построена на основе графеновых слоев в результате замены углерод-углеродных связей на фрагменты карбиновых цепочек. В качестве исходных графеновых слоев можно использовать различные полиморфы графена, однако экспериментально к настоящему времени синтезированы только слои графена, структура которых модельно может быть построена на основе гексагонального графена. По-видимому, устойчивость графиновых слоев зависит от устойчивости исходных графеновых слоев. Поэтому необходимо исследовать графиновые слои, которые могут быть модельно построены на основе наиболее устойчивых полиморфов графена, к которым относятся 5-7 графеновые слои. В данной работе в качестве исходного слоя был взят 5-7c графеновый слой. Замены углерод-углеродных связей выполняли на двухатомные фрагменты карбиновых цепочек. Теоретический анализ показал возможность существования пяти структурных разновидностей 5-7c графиновых слоев – одной α типа, а также по две β и γ типов. Расчеты оптимизированной кристаллической структуры и электронных свойств были выполнены методом теории функционала плотности в приближении обобщенного градиента. В результате расчетов было установлено, что устойчивой структурой обладают только два графиновых слоя α-$L_{5\text{-}7c}$ и β1-$L_{5\text{-}7c}$. Структура трех остальных теоретически построенных графиновых слоев при оптимизации частично разрушилась и перестроилась. Запрещенная зона в электронной структуре графиновых слоев отсутствует – их свойства должны быть металлическими.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и Челябинской области, проект № 20-43-740015.

Литература

1. E.A. Belenkov, V.V. Mavrinskii, T.E. Belenkova, V.M. Chernov // Journal of Experimental and Theoretical Physics. 2015. Vol. 120. Issue 5. P. 820–830.
2. E. Belenkov, M. Brzhezinskaya, V. Mavrinskii // Handbook of graphene. Volume 3: Graphene-Like 2D Materials ed M Zhang (Tallahassee: Wiley) chapter 4. 2019. P. 113-151.

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ C, N, O И СВОБОДНОГО ОБЪЕМА НА СКОРОСТЬ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА В НИКЕЛЕ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Г.М. Полетаев [1], Р.Ю. Ракитин [2]

[1]*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул*
[2]*Алтайский государственный университет, Барнаул*
gmpoletaev@mail.ru

Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния примесных атомов легких элементов C, N, O и свободного объема на скорость миграции границ наклона с осями разориентации <100> и <111> в никеле. За основу модели миграции границы зерен была взята методика, предложенная в работах [1, 2]. Взаимодействия атомов никеля друг с другом описывались многочастичными потенциалами Клери-Росато [3]. Для описания взаимодействий атомов примесей легких элементов с атомами металла и атомов примесей друг с другом использовались потенциалы Морзе из работы [4].

Показано, что введение примесных атомов легких элементов приводит к существенному торможению миграции границ зерен. При этом атомы углерода стремятся образовать агрегаты, которые, закрепляясь на границе зерен, становятся эффективными стопорами, препятствующими перемещению границы. Атомы кислорода и азота не образуют агрегаты, но из-за высоких значений энергии связи с границами, сорбируются ими и также эффективно тормозят их миграцию.

При исследовании влияния свободного объема на скорость миграции границ зерен было выяснено, что при повышении концентрации введенных на начальном этапе моделирования вакансий до 1% скорость миграции границ увеличивалась, что было обусловлено облегчением диффузионных перемещений атомов вследствие появления дополнительного свободного пространства в границе. Однако при дальнейшем повышении свободного объема скорость миграции границ снижалась, а при концентрациях вакансий выше примерно 4% падала еще сильнее. При сравнительно высоких начальных концентрациях вакансий граница утрачивала способность в процессе миграции поглощать все встречающиеся на ее пути вакансионные кластеры. Они прикреплялись к ней, и, будучи значительно менее подвижными, эффективно тормозили ее миграцию. Второй причиной снижения скорости миграции границ являлось уменьшение их поверхностного натяжения и, соответственно, движущей силы вследствие конечной сорбционной способности границ по отношению к вакансиям – при чрезмерно большой величине сорбированного границей свободного объема, наступал момент, когда сокращение ее площади уже приводило к частичной эмиссии избыточного свободного объема обратно в кристалл.

Литература

1. Gottstein G., Shvindlerman L.S. Grain Boundary Migration in Metals: Thermodynamics, Kinetics, Applications. Second Edition. - 2009. Boca Raton: CRC Press. - 711 p.
2. Gottstein G., Molodov D.A., Shvindlerman L.S. Grain boundary migration in metals: recent developments // Interface Science. 1998. V.6 P. 7-22.
3. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. 1993. V.48, No.1. P. 22–33.
4. Poletaev G.M., Zorya I.V., Rakitin R.Y., Iliina M.A. Interatomic potentials for describing impurity atoms of light elements in fcc metals // Materials Physics and Mechanics. 2019. V.42, No.4. P. 380-388.

CARBON NANOMATERIALS REINFORCED METAL MATRIX COMPOSITES PREPARED BY POWDER METALLURGY

Doan Dinh Phuong

Institute for Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology

phuongdd@ims.vast.ac.vn

Because of the unique electrical, mechanical and thermal properties, carbon nanomaterials including carbon nanotubes (CNTs) and graphene (Gr) have been used as attractive reinforcements for host materials, possibly leading to novel composites based matrices like polymer, ceramic and metal with enhanced physical, mechanical and chemical properties. Among them, the development of lightweight, high-strength and self-lubricating carbon nanomaterials reinforced metal-matrix composites has received a great interest of researchers due to their potential applications in various fields such as electrical, automotive and aerospace. In this talk, we summarize some results on the development of the carbon nanomaterials reinforced metal matrix composites prepared by powder metallurgy method. Microstructure, electrical, thermal, mechanical and tribological properties of the composites will be presented. The results demonstrated that the mechanical and wear resistance of the composites were much improved due to high mechanical properties and lubricious nature of CNTs or Gr. In contrast, the electrical and thermal conductivity of the composites were decreased as resulting from the increase of the resistance at the interface between metal matrix and reinforcement materials. The relationships between microstructure and the properties of the composites will be clarified and discussed.

Key Word: Metal matrix composites, carbon nanomaterials, powder metallurgy, microstructure, mechanical properties.

МОДУЛЯЦИОННАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ МОД В ГЦК КРИСТАЛЛЕ МЕДИ

Е.А. Корзникова [1], А.Ю. Моркина [2], С.В. Дмитриев[1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
ekorznikova@imsp.ru

Нелинейные решетки поддерживают делокализованные нелинейные колебательные моды, которые являются точными решениями динамических уравнений движения, продиктованных симметрией решетки [1]. Поскольку при выводе уравнений движения делокализованных мод учитывается только симметрия решетки, они существуют независимо от типа взаимодействия между точками решетки и для произвольной большой амплитуды. В работах [2,3] исследовались делокализованные моды в графене и было показано, что их реализация может приводить к ряду нетривиальных явлений в кристаллах. Ранее, рассматривая пространственную группу симметрии ГЦК-решетки, были выведены все однокомпонентные делокализованные колебательные моды, динамика которых может быть описана одним уравнением движения. Обнаружено двенадцать таких мод и проанализирована их динамика для Cu, Ni и Al на основе первопринципного и молекулярно-динамического моделирования с использованием двух различных межатомных потенциалов. В данной работе проводился анализ нелинейной динамики делокализованных мод в кристалле ГЦК меди.

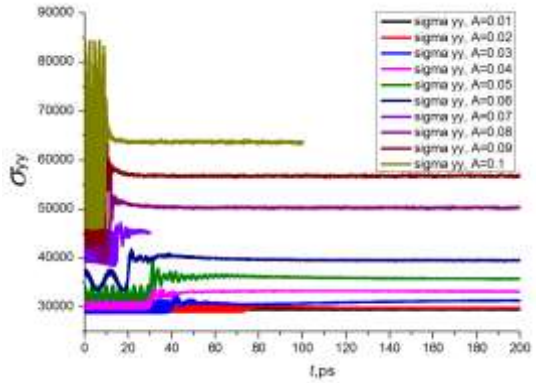


Рисунок 1. Напряжения σ_{yy} в решетке ГЦК меди как функция времени.

На рисунке 1 показана эволюция напряжений возникающих в результате реализации мод различной амплитуды как функция времени. Из полученных результатов можно сделать вывод, что стабильность моды уменьшается по мере роста начальной амплитуды, а также то, что модуляционная неустойчивость приводит к повышению среднего уровня напряжений в момент максимальной локализации энергии. В работе обсуждается возможность образования дискретных бризеров в результате модуляционной неустойчивости и их возможное влияние на макроскопические характеристики кристалла.

Работа выполнена за счет гранта РНФ № 21-120-00275.

Литература

[1] D.S. Ryabov, G.M. Chechin, A. Upadhyaya, E.A. Korznikova, V.I. Dubinko and S.V. Dmitriev // Nonlinear Dyn 2020. 102, pp. 2793–2810.
[2] E.A. Korznikova, S.A. Shcherbinin, D.S. Ryabov, G.M. Chechin, E.G. Ekomasov, E. Barani et al // Physica Status Solidi (B) Basic Research 2019 256 pp. 1800736.
[3] S.A. Shcherbinin, M.N. Semenova, A.S. Semenov, E.A. Korznikova, G.M. Chechin and S.V. Dmitriev // Physics of the Solid State 2019 61, pp. 2139–2144.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ НА ПАРАМЕТР РЕШЕТКИ АЛЮМИНИЯ

Е.А. Корзникова [1], Р.М. Мурзаев [1], Тувалев И.И.[2], С.В. Дмитриев[1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
2 Башкирский государственный университет, Уфа
ekorznikova@imsp.ru

Интенсивная пластическая деформация известна своей возможностью получать неравновесные твердые растворы металлов, которые при нормальных условиях не растворимы друг в друге или имеют ограниченную растворимость [1]. Причиной такого явления в основном является формирование полос сдвига ассоциированных с механическим перемешиванием компонентов в твердом состоянии. В литературе был описан ряд исследований в рамках которых были получены твердые растворы Al-Nb, Al-Ti и некоторые другие [2]. Важную роль в данном процессе играет также повышенная плотность дефектов, которая облегчает диффузию в материале в процессе деформации. В недавней работе было обнаружено что приложение интенсивной пластической деформации может приводить к растоворению атомов Zr в алюминии, при том, что равновесная диаграмма состояния этих двух металлов не допускает такой возможности.

В нашей работе методом молекулярной динамики была рассчитана зависимость параметра решетки твердого раствора Al-Zr как функция концентрации Zr в интервале от одного до трех атомных процентов. Установлено, что повышение концентрации до 4 и более атомных процентов ведет к разрушению расчетной ячейки. В целом, полученные данные кореллируют с проведенными ранее экспериментальными исследованиями, где неравновесная растворимость циркония в алюминии находилась в том же интервале значений.

Таблица 1. Средний размер расчетной ячейки чистого кристалла Al и сплава Al-3% Zr при 0 и 300 K.

Температура	Материал	Средний размер ячейки	Изменение размера ячейки, %
T = 0K	Al	80.29251 Å	0.37928%
	Al-Zr(3%)	80.59704 Å	
T = 300K	Al	80.9843 Å	0.4343%
	Al-Zr(3%)	81.336 Å	

В работе обсуждаются причины аномальной растворимости, их влияние на структуру и свойства изучаемых материалов, приводится сравнение с доступными экспериментальными данными.

Работа выполнена за счет гранта РНФ 21-120-00275.

Литература

[1] R. Casati and M. Vedani , Metals 2014 4 pp. 65–83.
[2] G. Korznikova,E. Korznikova,K. Nazarov et al., Advanced Engineering Materials in press (2021).

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИКИ ДЕФЕКТОВ КРАУДИОННОГО ТИПА В ОЦК И ГЦК МЕТАЛЛАХ

Е.А. Корзникова [1], И.А. Шепелев [2], С.В. Дмитриев [1]

[1] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2] *Саратовский национальный исследовательский государственный университет имени Н.Г. Чернышевского, Саратов*
ekorznikova@imsp.ru

Краудионы - разновидность межузельных атомов, реализованные в виде внедрения лишнего атома в плотноупакованный атомный ряд [1]. Данный тип дефектов играет важную роль в релаксационных процессах, протекающих в металлах и сплавах при интенсивных внешних воздействиях, таких как интенсивные пластические деформации, облучения заряженными частицами, лазерные и высокоскоростные воздействия, эффективно перенося массу и энергию [2,3]. В недавних работах авторов понятие сверхзвукового краудиона было расширено до N-краудиона, в котором не один, а N атомов движутся с высокой скоростью вдоль плотноупакованного ряда. Помимо этого, возможно также существование краудионных кластеров - комплексов точечных дефектов в рамках которых несколько краудионов движутся в параллельных атомных рядах. Реализация такого вида динамических дефектов как правило приводит к формированию дислокационных и вакансионных петель [4]. Экспериментальное изучение межузельных атомов, перемещающихся по кристаллической решетке со сверхзвуковыми скоростями, наталкивается на серьезные технические трудности. В силу этого атомистическое моделирование является одним из немногих инструментов, позволяющих анализировать особенности распространения краудионов и других динамических дефектов реализуемых в процессе внешних интенсивных воздействий.

Можно отметить, что динамика дефектов краудионного типа значительно зависит от типа кристаллической решетки в которой они реализуются. К настоящему моменту большинство исследований особенностей движения краудионов методом молекулярной динамики производилось на ГЦК металлах [5], в то время как исходя из первопринципных расчетов, вероятность возникновения подобных дефектов в ОЦК решетках выше, чем в ГЦК [6]. В данной работе приводится сравнительный анализ динамики распространения дефектов краудионного типа в металлах с ГЦК и ОЦК решетками. Полученные результаты вносят значительный вклад в понимание механизмов аккомодации энергии в процессе высокоэнергетических воздействий.

Работа выполнена за счет гранта РНФ 21-120-00275.

Литература

[1] H.R. Paneth // Physical Review 80 (1950), pp. 708–711.
[2] D.A. Terentyev, L. Malerba and M. Hou // Physical Review B 2007. 75 pp.104108 .
[3] D. Terentyev, P. Olsson and L. Malerba // Journal of Nuclear Materials 2009. 386–388, pp. 140–142.
[4] E.A. Korznikova, I.A. Shepelev, A.P. Chetverikov, S.V. Dmitriev, S.Y. Fomin and K. Zhou // Journal of Experimental and Theoretical Physics 2018. 127, pp. 1009–1015.
[5] R.I. Babicheva, I. Evazzade, E.A. Korznikova, I.A. Shepelev, K. Zhou and S.V. Dmitriev // Computational Materials Science 2019. 163, pp. 248–255.
[6] P.M. Derlet, D. Nguyen-Manh and S.L. Dudarev // Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics 2007. 76, pp. 054107.

ИЗМЕНЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ НА ТИТАНОВУЮ ПОДЛОЖКУ

Н.Н. Реснина[1], I.A. Palani[2], С.П. Беляев[1], S. Singh[2], S.S. Mani Prabu[2], S. Jayachandran[2], И.В. Поникарова[1], В.Д. Калганов[1], Anshu Sahu[2]

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
[2] *Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore, India*
resnat@mail.ru

Одним из перспективных направлений современной науки и технологий является получение изделий сложной формы методом аддитивных технологий. Особенностью таких изделий является их специфическая структура, которая влияет на физические и механические свойства. Это связано с наличием кристаллографической текстуры, которая образуется вследствие того, что столбчатые зерна имеют предпочтительное направление роста, обусловленное направлениями отвода тепла при затвердевании расплава. Другой особенностью структуры данных образцов, является сильный градиент по химическому составу вдоль высоты образца. Однако остается неясным, связано ли это с диффузией атомов подложки или с перемешиванием элементов подплавленной подложки и расплава. Этот вопрос является крайне важным для образцов из сплава TiNi с памятью формы, полученных методом электродуговой послойной наплавки, поскольку в этих материалах функциональные свойства (эффекты памяти формы) определяются термоупругими мартенситными переходами, параметры которых зависят от концентрации химических элементов в фазе TiNi. Различный химический состав фазы TiNi в разных слоях расширяет температурный интервал переходов и ухудшает функциональное поведение материала.

Таким образом, целью настоящей работы явилось исследование изменение химического состава фазы TiNi и структуры образца по высоте в многослойных образцах сплава TiNi, полученных методом электродуговой наплавки. Для этого на титановую подложку наплавляли проволоку сплава $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ диаметром 1.2 мм в атмосфере аргона. Варьируя параметры процесса наплавки, получали многослойные образцы (однорядные стенки) с различной высотой слоев, при этом общая высота образца составляла примерно 20 мм. Были получены трех, пяти и десятислойные образцы, в которых исследовали изменение химического и фазового состава, а также мартенситных переходов в слоях.

Полученные результаты показали, что химический и фазовый состав в одинаковых по номеру слоях совпадали, а по абсолютной высоте образца – различались. Это позволило выдвинуть предположение о том, что изменение химического состава образцов обусловлено тем, что элементы подложки попадают в расплав сплава TiNi при наплавлении первого слоя, поскольку часть подложки подплавляется. Элементы подложки и расплава смешиваются и формируют структуру первого слоя. При наплавлении второго слоя, часть первого слоя подплавляется и элементы подложки, которые там находились, попадают во второй слой. Так слой за слоем элементы подложки проникают в слои основного образца и оказывают влияние на их структуру и свойства, однако их концентрация уменьшается с каждым слоем. В работе показано, что, начиная с четвертого слоя, концентрация основной матрицы соответствует составу проволоки, поэтому предполагается, что после изготовления изделия, первые три слоя необходимо отрезать. Вместе с тем, результаты исследования показывают, что для того, чтобы минимизировать объем отрезаемого образца, необходимо наплавить первых три слоя тонкими, а остальные слои – необходимой толщины. В этом случае все изменения химического состава будут наблюдаться в первых трех слоях, толщина которых будет минимальна, что и обеспечит минимальный объем отрезаемой части.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РНФ-DST (РНФ # 19-49-02014, DST #DST/INT/RUS/RSF/P-36)

IN SITU МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: ОБЗОР СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Г.Ф. Корзникова, Е.А. Корзникова, К.С. Назаров, Р.Х. Хисамов, Г.Р. Халикова, С.Н. Сергеев, Р.Р. Мулюков

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
korznikova@anrb.ru

Интенсивная пластическая деформация в последнее десятилетие стала рассматриваться не только как способ деформационного наноструктурирования металлов и сплавов, но и как эффективный метод изотовления металломатричных in situ композитов из пластин исходных чистых металлов при комнатной температуре. Так, были получены твердые растворы, интерметаллидные соединения и слоистые структуры в таких системах как Al-Mg, Al-Cu, Al-Nb, Cu-W, Al-Ti [1–5]. Можно отметить, что для каждой пары соединяемых элементов требуется различные режимы деформационно-индуцированного соединения. Как правило, степень деформации, требуемая для получения сплошного композита, увеличивается с разницей в температурах плавления исходных металлов. Большую роль в процессе соединения также играет уровень давления, который как правило должен превышать несколько ГПа.

В настоящей работе проведен обзор собственных исследований и имеющихся в литературе данных, посвященных получению деформационно-индуцированных композитов. Обсуждается роль таких факторов как исходная структура материала, соотношение твердости и температур плавления материалов, типа кристаллической решетки. Рассматриваются ограничения метода. Показаны типичные структуры металломатричных композитов на основе различных систем, проведено сравнение гомогенности получаемых структур. Приведены данные по распределению микротвердости в композитах и пределы прочности на растяжение, указывающие на повышенные прочностные характеристики композитов. Одним из наиболее распространенных способов упрочнения исследуемых структур является пост-деформационный отжиг, в ходе которого формируются интерметаллидные частицы, приводящие к дисперсионному упрочнению. Особенностью структур, полученных с помощью интенсивной деформации, являются пониженные значения энергии активации диффузионных процессов и фазовых превращений, что позволяет оптимизировать режимы термообработки избегая высокотемпературного нагрева, приводящего к рекристаллизации и связанному с ней снижению прочности.

Таким образом, использование интенсивной пластической деформации является перспективным способом соединения различных металлов позволяющих в один прием получать композиты с набором улучшенных физико-механических свойств.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 18–12-00440 и частично за счет государственного задания ИПСМ РАН.

Литература

1. V.N. Danilenko, S.N. Sergeev, J.A. Baimova, G.F. Korznikova, K.S. Nazarov, R.Kh. Khisamov A.M. Glezer, R.R. Mulyukov // Materials Letters 2019. V. 236. P. 51–55.
2. A. Bachmaier and R. Pippan // Materials Transactions 2019 V. 60. H. 1256–1269.
3. J.-K. Han, T. Herndon, J. Jang, T.G. Langdon and M. Kawasaki // Advanced Engineering Materials 2020. V.22. P. 1901289.
4. D. Edwards, I. Sabirov, W. Sigle and R. Pippan // Philosophical Magazine 2012. V. 92. P. 4151–4166.
5. K. Edalati, S. Toh, M. Watanabe and Z. Horita // Scripta Materialia 2012. V. 66. P. 386–389.

ПРИМЕНЕНИЕ АККУМУЛИРУЮЩЕЙ ИПДК ДЛЯ ПРЕДЕЛЬНОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Д.В. Гундеров[1,2], С.Д. Гундерова[2], В.В. Астанин[2], А.А. Чуракова[1,2], Р.Н. Асфандияров[1,2]

[1]*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Россия, Уфа*
[2]*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа*
dimagun@mail.ru

Как показывают исследования [1-4], при интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) твердых или упрочняемых металлов и сплавов, реальная деформация γ значительно меньше, чем ожидаемая, что объясняется эффектом «проскальзывания» бойков по поверхности образца при ИПДК твердых и деформационно-упрочняемых материалов.

В [4] предложен новый метод – аккумулирующая интенсивная пластическая деформация кручением (АК ИПДК) для достижения высоких степеней деформации на твердых материалах. При схеме АК ИПДК образец подвергается нескольким циклам деформации по схеме: «ИПДК n=1 (2) оборот наковален → резка образца на части → осадка сложенных в стопку частей на бойках и последующее ИПДК с n=1» (либо другим n). Такие циклы могут повторяться несколько раз. Первые исследования показали перспективность применения АК ИПДК для трансформации структуры аморфных сплавов на основе Zr, стали-10, сплавов Zr-1%Nb.

Проведены исследования действия АК ИПДК на ряд материалов, включая нержавеющую сталь 316, титан, Ti- сплав Ti-18Zr-15Nb. Показано, что структура выбранных материалов в результате действия аккумулирующей интенсивной пластической деформации кручением измельчается до заметно меньшего размера зерен, чем при традиционной ИПДК.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ-БРИКС 19-58-80018 и РНФ в рамках совместной схемы финансирования с НИТУ «МИСиС» (проект № 20-69-47029).

Литература

1. K. Edalati, Z. Horita, and T. Langdon, Scripta Materialia 60(1) (2009) 9–12.
2. Z. Kovács, E. Schafler, P. Szommer, Á. Révész, Journal of Alloys and Compounds 593 (2014) 207–212.
3. D.V. Gunderov, A.A. Churakova, E.V. Boltynjuk, E.V. Ubyivovk, E.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, R.Z. Valiev, W. Xioang, J.T. Wang // Journal of Alloys and Compounds. 2019. 800. pp. 58-63.
4. D.V. Gunderov, A.A. Churakova, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, H. Hahn, R.Z. Valiev // Mater. Lett. 2020. 261. 127000.
5. D. Gunderov, V. Astanin, A. Churakova, V. Sitdikov, E. Ubyivovk, A. Islamov and J. T. Wang, Metals 10(11) (2020) 1433
6. D.V. Gunderov, D.A. Khasanova, V.V. Astanin, A.A. Churakova, I.A. Ramazanov, S.D. Prokoshkin, V.A. Sheremetyev, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 1008 (2020) 012013 doi:10.1088/1757-899X/1008/1/012013
7. Dmitry Gunderov, Andrey Stotskiy, Yuri Lebedev and Veta Mukaeva Metals 2021, 11, 573.

INVESTIGATION ON PHYSICAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF COBALT FERRITE ($CoFe_2O_4$) USING SONOCHEMICAL METHODS

P. Puspitasari[1,2], M. A. Nurudin[1], A.A. Permanasari[1,2], S.Sukarni[1,2], S. Hastuty[3]

[1]*Mechanical Engineering Department, Engineering Faculty, Universitas Negeri Malang, Indonesia*
[2] *Center of Advanced Materials for Renewable Energy, Universitas Negeri Malang, Indonesia*
[3] *Mechanical Engineering Department, Pertamina University, Jakarta, Indonesia*
poppy@um.ac.id

This research seeks to identify the effect of sintering temperature on the morphology and magnetic properties of cobalt ferrite using sonochemical methods. The objective of this research is related to the use of Cobalt Ferrite magnetic nanoparticles for increasingly advanced technology. The characteristics of cobalt ferrite were investigated using several methods (1) XRD to see the crystallinity of cobalt ferrite, (2) SEM to see the morphology of the cobalt ferrite produced, and (3) VSM to find out the magnetic properties of cobalt ferrite. The synthesis process using sonochemical method was sintered at 500 ^{o}C, 600 ^{o}C, 700 ^{o}C by 1-hour holding time. The materials used for the synthesis were cobalt nitrate hexahydrate, Iron nitrate nonahydrate, Deionized water, NaOH 10 molar, and Destilated water. The crystallite size analysis results through XRD show that the crystallite size of the unsintered, sintered sample at 500 ^{o}C, 600 ^{o}C, and 700 ^{o}C are 24 nm, 18 nm, 21 nm, and 27 nm, respectively. In the SEM image, it is known that the unsintered sample of cobalt ferrite had a grain size of 33.87 nm, which in turn become smaller to 32.95 nm at a temperature of 500 ^{o}C and 31.85 nm at 600 ^{o}C. The sample with the largest grain size is 34.11 nm sintered at 700 ^{o}C. The magnetic value of cobalt ferrite has been identified by VSM. The unsintered sample got a Ms value of 70.73 emu/g, a Mr value of 33.83 emu/g, and an Mc value of 0.127 T. The Ms, Mr, and Mc in the sintered sample of 500 ^{o}C is lower than the unsintered sample and all samples, with a value of 54.12 emu/g, 13.95 emu/g, and 0.021 T. Sample with the temperature of 600 ^{o}C, has greater Ms, Mr and Mc than the sintered sample at 500 ^{o}C, with 75.76 emu/g, 25.95 emu/g, and 0.038 T. Furthermore, the sample with a temperature of 700 ^{o}C has more substantial Ms, Mr and Mc than all samples of 75.24 emu/g, 39.39 emu/g, and 0.198 T.

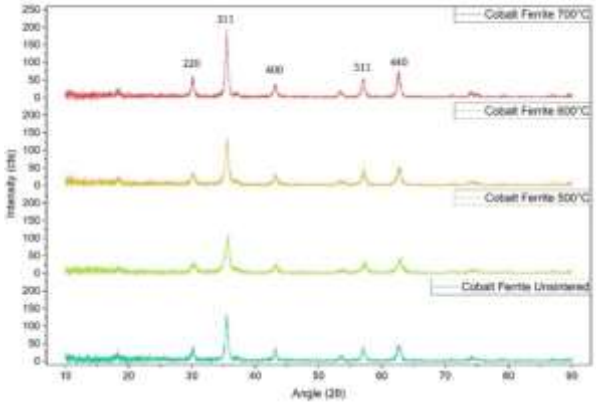


Figure 1. The Results of Cobalt Ferrite's XRD Test on all Samples

Table 1. The Results of XRD Analysis on *Cobalt ferrite* at 311 peak

No	Sintering Temperature	Pos. [^{o}2Th.]	Height [cts]	FWHM [^{o}2Th.]	d-spacing [Å]	Crystallite size (nm)
1	500^{o} C	35.62	85.95	0.47	2.52055	18
2	600^{o} C	35.5	115.63	0.39	2.52833	21
3	700^{o} C	35.47	166.87	0.31	2.53030	27
4	Unsintered	35.48	103.91	0.35	2.52977	24

Literature

[1] Ahn, Y., Choi E. J., and Kim, E. H. 2003. Super paramagnetic Relaxation in Cobalt Ferrite Nanoparticles Synthesized from Hydroxide Carbonate Precursors, Rev. Adv. Mater. Sci, Vol. 5, pp. 477-480.

[2] Grish Chandra, R.C. Srivastava, V.R. Reddy, H.M Agrawal. 2016. Effect of sintering temperature on magnetization and mössbauer parameters of cobalt ferrite nanoparticles, journal of magnetism and magnetic materials, India Uttarakhand University Nainital.

[3] Hilzinger, R., and W. Rodewald, Magnetic Materials: Fundamentals, Products, Properties, Applications, Wiley, Hoboken, NJ, 2013..

АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ

И.Е. Пермякова

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва
inga_perm@mail.ru

В представленной работе обзорно освещается большой цикл исследований [1-10], посвящённых установлению основных физических закономерностей деформации, разрушения, эволюции структуры (от исходно аморфного к частично кристаллическому и полностью нанокристаллическому состоянию) аморфных сплавов систем Fe-Ni-B, Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Cr-B, а также альтернативным путям создания на их основе перспективных аморфно-кристаллических композитов с управляемым откликом на внешние воздействия (лазерное облучение, интенсивную пластическую деформацию, термическую обработку). Детально изучено механическое поведение, магнитные, коррозионные свойства полученных композитов на ранних и более поздних стадиях нанокристаллизации при разного рода внешних воздействиях. Установлены структурные факторы, отвечающие за изменение их физико-химических свойств и механизмов пластической деформации. Реализована идея частичной аморфизации металлических нанокомпозитах на основе Cu-Nb при кручении под высоким давлением для улучшения их свойств [11].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (*грант № 20-08-00341 "А"*).

Литература

1. Пермякова И.Е., Иванов А.А., Шеляков А.В. // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2021. Т. 85. № 7. С. 971-976.
2. Permyakova I.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2020. V. 84. N. 7. P. 839-843.
3. Permyakova I.E., Glezer A.M., Kovalev A.I., Vakhrushev V.O. // JETP Letters. 2021. V. 113. N. 7. P. 471-476.
4. Permyakova I.E., Blinova E.N., Shchetinin I.V., Savchenko E.S. // Russian metallurgy (Metally). 2019. V. 2019. N. 10. P. 994-1001.
5. Permyakova I.E., Glezer A.M., Savchenko E.S., Shchetinin I.V. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2017. V. 81. N. 11. P. 1310-1316.
6. Glezer A.M., Permyakova I.E., Manaenkov S.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2008. V. 72. N. 9. P. 1265-1266.
7. Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2007. V. 71. N. 12. P. 1702-1707.
8. Permyakova I.E., Glezer A.M., Ivanov A.A., Shelyakov A.V. // Russian Physics Journal. 2016. V. 58. N. 9. P. 1331-1338.
9. Glezer A.M., Manaenkov S.E., Permyakova I.E., Shurygina N.A. // Russian metallurgy (Metally). 2011. V. 2011. N. 10. P. 947-955.
10. Glezer A.M., Permyakova I.E., Shurygina N.A., Rassadina T.V. // Inorganic materials: Applied research. 2012. V. 3. N. 1. P. 23-27.
11. Permyakova I.E., Glezer A.M., Karpov M.I., Vnukov V.I., Shtansky D.V., Gorshenkov M.V., Shchetinin I.V. // Russian Physics Journal. 2018. V. 61. N. 3. P. 428-438.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ ВОЗВРАТА В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Mg-Y-Nd-Zr

Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, И.Е. Тарытина, Е.А. Лукьянова

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
rokhlin@imet.ac.ru

В последние годы было установлено, что наиболее высокие прочностные свойства магниевых сплавов как при близких к комнатной, так и при повышенных температурах (до 250-300°С) достигаются при использовании для них в качестве легирующих добавок редкоземельных металлов. Магниевые сплавы с редкоземельными металлами проявляют наиболее высокую прочность после термической обработки старением, сопровождающимся распадом пересыщенного твердого раствора. Однако в состаренном состоянии в магниевых сплавах с некоторыми из редкоземельных металлов может происходить снижение прочностных свойств при случайных кратковременных нагревах, так называемый возврат, который и ограничивает возможность их практического применения. Ранее при изучении возврата в двойных сплавах магния с редкоземельными металлами было установлено, что склонность к возврату зависит от их атомного номера [1].

В настоящей работе приведены результаты исследования возврата в сплаве типа сплава WE43 [2]. Для оценки склонности к возврату состаренный при 200°С до максимума твердости сплав Mg-3,56%Y-2,2%Nd-0,47%Zr подвергался кратковременным (до 30 мин) изотермическим отжигам при 250 и 300°С, и определялась его твердость и удельное электросопротивление при указанных режимах термической обработки для выявления возможности протекания возврата.

Установлено, что исследованный сплав склонен к возврату с разупрочнением при кратковременных нагревах после предшествующего упрочняющего старения при более низкой температуре. Эффект возврата увеличивался с повышением температуры нагрева сплава в диапазоне температур его возможной эксплуатации (до 250-300°С). Характер возврата в сплаве типа сплава WE43 аналогичен характеру возврата в экспериментальных сплавах Mg-Y-Sm [3] и Mg-Dy-Sm [4]. Увеличение удельного электросопротивления и результаты исследования микроструктуры сплава с использованием оптической и трансмиссионной электронной микроскопии показало, что возврат в сплаве сопровождается обратным растворением в магниевом твердом растворе упрочняющей метастабильной фазы β´, образующейся при предварительном старении при 200°С.

Литература

1. Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, Н.Ю. Табачкова, Е.А. Лукьянова, И.Е. Тарытина // Металлы. 2019. № 3. С. 31-37.
2. P. Lyon, I. Syed, S. Heaney. Proccedings of the 7th International Conference on Magnesium Alloys and Their Applications. Weinheim: Wiley-VCH. 2007. P.20-25.
3. Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, Н.Ю. Табачкова, И.Е. Тарытина, Е.А. Лукьянова// Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № 10. С. 18-25.
4. Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, Н.Ю. Табачкова, И.Е. Тарытина, Е.А. Лукьянова // Перспективные материалы. 2020. № 12. С. 16-26.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОДНОКАРБИДНЫЪХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ

С.И. Богодухов [1], Е.С. Козик [2], Е.В. Свиденко [3], М.В. Овечкин [4]

[1,2,3,4] *Оренбургский государственный университет ОГУ, Оренбург*
ogu@mailgate.ru

В настоящее время среди существующих методов упрочнения твердых сплавов группы ВК можно выделить обработку высококонцентрированными источниками нагрева. Поэтому большой интерес представляет лазерная обработка [1, 2]. В данной работе рассматриваются вопросы влияния изменения мощности лазерного излучения, скорости перемещения лазерного луча, диаметра лазерного луча, защитной среды на эксплуатационные свойства твердого сплава марки ВК8. Испытаниям подвергались режущие сменные трехгранные пластины из твердого сплава марки ВК8, изготовленные по ГОСТ 19043-80 на Кировградском заводе твердых сплавов. Для проведения эксперимента по лазерному упрочнению пластин из твердого сплава марки ВК8, использовали высокоточный лазерный станок ЛК-3015-ЛС-07. Внешний вид лазера ЛК-3015-ЛС-07 показан на рисунке 1.

Рис. 1 Лазерная установка ЛК-3015-ЛС-07

После проведения непрерывной лазерной обработки сменных неперетачиваемых пластин по различным режимам с изменением мощности лазерного излучения от 100 до 400 Вт, скорости лазерного излучения от 10 до 20 мм/с были определены следующие характеристики: микротвердость (H_μ), износ при резании, алмазно-абразивный износ. Получены микроструктура. Проведен качественный фазовый анализ, вычислены параметры решетки, размеры блоков, напряжений 1 и 2 рода. По полученным данным алмазно-абразивного износа с различной длительностью истирания твердого сплава ВК8 после лазерной обработки были построены полиномиальные модели различной степени (2^{-5}). Установлено, что наилучшее значение величины достоверности (R^2, с учетом прогноза на дальнейшее повышение мощности) показана модель.

Литература

1. В.С. Панов, А.М. Чувилин. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. М.: МИСИС, 2001. 432 с.
2. В.А. Бондаренко, С.И. Богодухов В. Рыбин. Обеспечение качества и улучшение характеристик режущих инструментов. М.: Машиностроение, 2000. 144 с.

РАЗРАБОТКА И РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ В ИПСМ РАН

Р.В. Сафиуллин [1], А.Р. Сафиуллин [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
dr_rvs@mail.ru

В работе описаны результаты многолетних исследований по разработке технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС) в ИПСМ РАН. Рассмотрен широкий круг вопросов по проблемам изготовления полых ячеистых конструкций из листовых титановых сплавов для авиакосмического применения. Приведены основные преимущества технологии СПФ/ДС над традиционными, описаны особенности изготовления типовых элементов летательных аппаратов таких как полые вентиляторные лопатки, крыльевые и корпусные узлы (рис.1).

Рис. 1. Изделия, полученные по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН

Метод СПФ/ДС в настоящее время рассматривается как один из наиболее перспективных. Он обеспечивает гибкость проектирования и изготовления сложных конструкций с экономией по массе до 30% при снижении стоимости изготовления приблизительно на 50% [1]. Благодаря реализации основных преимуществ сверхпластической деформации (СПД) – низкие напряжения течения, большие пластические деформации и хорошей свариваемости в твердом состоянии, метод СПФ/ДС обеспечивает технологический прорыв в изготовлении тонкостенных конструкций сложного профиля с высоким коэффициентом использования материала при относительно низких энергетических и капитальных затратах. Изделия, изготавливаемые по технологии СПФ/ДС, находят применение в таких отраслях машиностроения как авиакосмическая, автомобилестроение, нефтехимическая, судостроение, транспорт, строительство и т.д. Этот метод используется для изготовления силовых конструкций типа крыльевых и корпусных узлов, перегородок, стенок, панелей, ребер, балок, сложных оболочек, баков, сосудов давления, вращающихся частей двигателя. В производстве элементов конструкций методом СПФ/ДС наиболее широкое распространение получили титановые сплавы. Совмещенный процесс СПФ/ДС позволяет использовать преимущества, создаваемые необыкновенными особенностями титановых сплавов – склонностью к сверхпластичности и свариваемостью в твердом состоянии. Сочетание таких двух качеств позволяет получать титановые детали, которые не могут быть изготовлены другими способами [2].

Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. – Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. – 176 с.
2. Р.В. Сафиуллин Перспективные материалы. Т.VIII: учебное пособие/ глава 7, с.387-438 под ред. Д.Д. Мерсона. – Тольятти: Изд-во ТТУ, 2019. – Т. VIII. – 444 с. ISBN 978-5-901832-29-5.

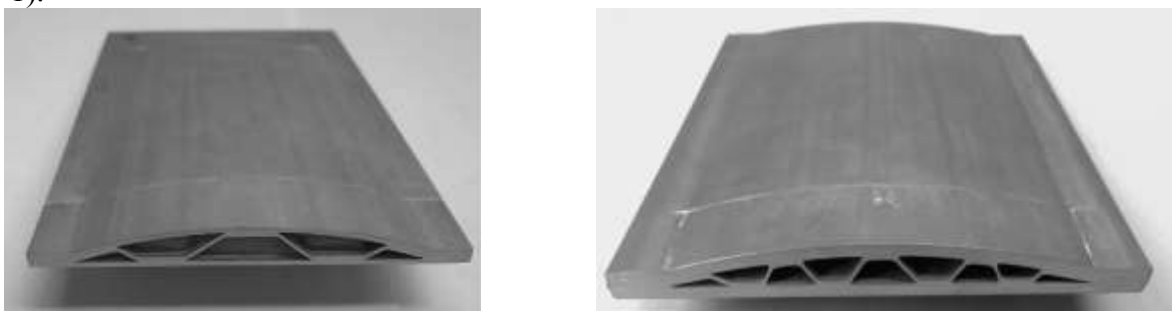
ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6 И VST2K

Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Хазгалиев Р.Г., Сафиуллин А.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
dr_rvs@mail.ru, svufa@mail.ru

Титановые сплавы широко используются в авиастроении. С помощью технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС) из листовых титановых сплавов изготавливают большое количество узлов и деталей. Основным недостатком данной технологии являются высокие температуры процесса - порядка 900°С. Поэтому снижение температуры этой технологии является актуальной задачей. Снижение температуры СПФ/ДС возможно за счет использования материалов с ультрамелким зерном. В ПАО «Корпорация ВСМПО–АВИСМА» выпускаются листы из титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) с различной микроструктурой, а также листы из нового более дешевого листового титанового сплава VST2k для низкотемпературных процессов СПФ/ДС. Цель настоящей работы – сравнить технологические свойства листовых титановых сплавов ВТ6 и VST2k. В работе проведены комплексные исследования микроструктуры, механических свойств, формуемости и свариваемости в твердом состоянии титановых сплавов, созданных специально для процесса СПФ при пониженных температурах.

Проведенные исследования позволили установить, что листы из титановых сплавов ВТ6 и VST2k с различной микроструктурой в интервале температур 750–850ºС проявляют хорошие сверхпластические свойства и обладают хорошей свариваемостью в твердом состоянии и формуемостью. Технологические свойства сплава VST2k практически не уступают свойствам сплава ВТ6, широко используемому в технологии СПФ/ДС. Это позволяет рекомендовать листовой сплав VST2k наряду со сплавом ВТ6 для изготовления полых конструкций методом СПФ/ДС в условиях низкотемпературной сверхпластичности (рис. 1).



а б

Рис. 1. Трехслойная полая плоская конструкция, полученная методом СПФ/ДС из листовых титановых сплавов ВТ6 при Т = 750ºС (а) и VST2k при Т= 800ºС (б)

Литература

1. P.N. Comley. // Mater. Sci. Forum, 447-448 (2004) 233-238.
2. G.A. Salishchev, R.M. Galeyev, S.P. Malysheva and O.R. Valiakhmetov. // Mater. Sci. Forum, 243–245 (1997), 585–590.
3. Р.В. Сафиуллин. // Письма о материалах. 2012. Т.2. №1. С.32-35

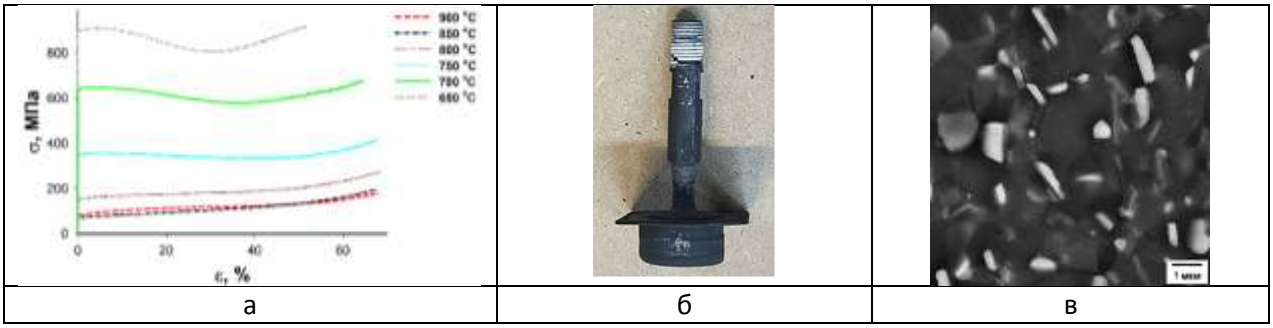
СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Р.В. Сафиуллин[1*], В.А. Валитов[1,2], Р.Я. Лутфуллин[1], Э.В. Галиева[1], Е.Ю. Классман[1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
dr_rvs@mail.ru

Известно, что формирование УМЗ структуры позволяет реализовать эффект низкотемпературной сверхпластичности, который может быть использован в технологических процессах сверхпластической формовки (СПФ) и диффузионной сварки (ДС) [1]. В работе проведено исследование механических свойств сплава ЭК61 с УМЗ структурой в условиях одноосного сжатия и растяжения при температурах 650-850°С и скоростях деформации 10-3 с-1 … 5·10-4 с-1.

Анализ механических свойств при испытаниях на осадку показал, что повышение температуры деформации до 850^{0}С и выше приводит к значительному снижению напряжений течения, примерно в 10 раз. Максимальные значения степени деформации ε ~ 68% наблюдаются в интервале температур 800…850 °С и скоростей 10^{-3} $с^{-1}$ … $5{\cdot}10^{-4}$ $с^{-1}$. В целом микроструктура деформированного материала сохраняется УМЗ (менее 1 мкм) вплоть до температур деформации 900ºС. Результаты механических испытаний на растяжение выявили, что наилучшие сверхпластические свойства сплав ЭК61 с УМЗ структурой проявляет в интервале температур 750÷850°С и скоростей деформации 10^{-3} $с^{-1}$… 10^{-4} $с^{-1}$. Деформация образцов в этих температурно-скоростных условиях позволяет достигать высоких значениях относительного удлинения до 1431%. При этом коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения от скорости деформации m равен 0,39 [2]. Исходя из полученных результатов были разработаны режимы для сверхпластической формовки никелевого сплава ЭК61.



а б в

Рис. 1. а – зависимости напряжения течения от степени деформации для сплава ЭК61, б – общий вид образца после СПФ и в - микроструктура после СПФ формовки.

Проведенные исследования позволили установить, что листовой жаропрочный никелевый сплав ЭК61 с УМЗ структурой обладает хорошей формуемостью в условиях низкотемпературной сверхпластичности. Исследована микроструктура сплава ЭК61 после СПФ (Рис. 1 в). Установлено, что после СПФ в образцах сохраняется однородная равноосная структура дуплексного типа. По сравнению и исходным УМЗ состоянием (0,5…0,8 мкм) наблюдается небольшой рост размера зерен γ-фазы до 1…1,5 мкм.

Литература

1. В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин, Р.В. Сафиуллин, Ш.Х. Мухтаров, М.Х. Мухаметрахимов // Материаловедение. 2009. №4. С. 21–27.
2. Э.В. Галиева, В.А. Валитов, Е.Ю. Классман // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2020. Т. 17. №4. С. 461-465.

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ Al СПЛАВА АМг6 ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ

А.В. Полунин[1], И.А. Растегаев[1], А.О. Черетаева[1], Е.Д. Боргардт[1], М.Р. Шафеев[1], А.Г. Денисова[1], М.М. Криштал[1]

[1]*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*
anpol86@gmail.com

Хорошие комплекс механических свойств, вибро- и коррозионная стойкость, технологичность делают магналии удачным конструкционным материалом для аэрокосмической, машиностроительной и других отраслей. Однако в ряде задач предъявляются повышенные требования к рабочим поверхностям деталей из Al-сплавов по износостойкости, стойкости к агрессивным средам и долговечности, которые не могут быть удовлетворены без дополнительной поверхностной обработки магналий. Эффективным и перспективным способом защиты Al-сплавов является технология плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО) [1,2], позволяющая преобразовывать поверхность сплава в износо- и коррозионностойкий керамический оксидный слой. Однако ее возможности и наиболее благоприятные режимы обработки до сих пор полностью не изучены и не оптимизированы под ряд применяемых конструкционных материалов.

Целью данной работы было выявление влияния технологических (токовых) параметров ПЭО на износостойкость и коррозионную стойкость сплава АМг6 (ГОСТ 4784-2019).

ПЭО проводили в щелочно-фосфатно-силикатном электролите при частоте тока 500 Гц, коэффициенте заполнения 65%, плотностях тока 6 и 9 А/дм^2 и соотношениях катодного и анодного токов в полупериодах (С/А) 0,70, 1,00 и 1,30 в течение 90–120 минут. Оценивали твердость, линейную интенсивность изнашивания (ASTM G133-99, Type A) и коррозионную стойкость (по ASTM G102-89 и методом электрохимического импеданса) полученных образцов.

Установлено, что ПЭО с преобладающим анодным током (С/А=0,70) позволяет снизить плотность тока коррозии i_{corr} с 21 мкА/см^2 у чистого сплава до 0,5–2 нА/см^2 у сплава после ПЭО в среде 3,5 wt. % NaCl с одновременным повышением модуля импеданса $|Z|_{f=0.01\ Гц}$ с 130 кОм*см^2 до 29 МОм*см^2. При этом средние значения твердости и линейной интенсивности изнашивания составляют 600–850 МПа и 0,70–0,90 мкм/м. Наилучшие показатели коррозионной стойкости достигаются при «симметричном» цикле ПЭО (С/А=1.00) – i_{corr} снижается до ≈0,6 пА/см^2, а $|Z|_{f=0.01\ Гц}$ достигает 100 МОм*см^2. В этом режиме обеспечиваются достаточные показатели средней твердости и скорости изнашивания – 850–1100 МПа и 0,7–0,8 мкм/м соответственно. Увеличение соотношения токов до С/А=1,30 (так называемый режим «мягкого искрения» – soft sparking [1]) приводит к увеличению i_{corr} до 0,8–2 нА/см^2 и снижению $|Z|_{f=0.01\ Гц}$ до 16–23 МОм*см^2, что сопоставимо с показателями «анодных режимов». Однако режим мягкого искрения позволяет добиться наибольшей бездефектности структуры и кристалличности оксидного слоя (более 90 vol. %), что приводит к максимальным значениями твердости и минимальной скорости изнашивания пары трения – до 1450 МПа и 0,5–0,56 мкм/м соответственно. Отметим, что повышение длительности процесса ПЭО с 90 до 120 практически не влияет на удельные показатели коррозионной стойкости и износостойкости получаемых оксидных слоев, однако способствует повышению толщины и однородности их структуры.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-79-10262).

Литература

1. T.W. Clyne, S.C. Troughton //International Materials Reviews. 2019. №64(3). P. 127–162.
2. S. Sikdar, P. V. Menezes, R. Maccione, T. Jacob, P.L. Menezes // Nanomaterials. 2021. № 11. 1375

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ИХ КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ И ОКСИДИРУЕМОСТЬ

А.О. Черетаева [1], С.В. Засыпкин [1], М.Р. Шафеев [1], А.В. Полунин [1], Д.Л. Мерсон [1], М.М. Криштал [1]

[1]*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*
anpol86@gmail.com

Магниевые сплавы (МС), благодаря высокой удельной прочности, широко востребованы в аэрокосмических и транспортных системах [1]. Однако все возрастающие требования к прочностным и технологическим характеристикам МС обусловливают необходимость разработки новых систем легирования и оптимизацию режимов термообработки. Также одной из важнейших задач является защита МС от коррозии. Повысить их коррозионную стойкость можно путем оптимизации состава и структуры сплава и применением поверхностной обработки. Одной из перспективных технологий защиты магниевых сплавов является плазменно-электролитическое оксидирование (ПЭО).

Цель работы – оценить коррозионную стойкость МС перспективных систем и их оксидируемость методом ПЭО.

Исследовали опытные сплавы систем Mg6.8Y2.5Zn0.6Zr и Mg6.8Y2.5Zn1,5Gd0,5Zr (СОМЗ, Соликамск) после ТО по режиму Т6. В качестве базы для сравнения рассматривали промышленный сплав МЛ10 (ГОСТ 2856-79). ПЭО проводили в щелочно-фосфатно-алюминатно-силикатно-фторидном электролите при частоте и плотности тока 500 Гц и 11±1 А/дм^2 соответственно. Коррозионную стойкость до и после ПЭО оценивали методом потенциодинамической поляризации. Установлено, что плотности токов коррозии опытных сплавов близки к показателям сплава МЛ10, т.е. формирование упрочняющей LPSO-фазы не ухудшило их коррозионную стойкость. На всех сплавах удалось сформировать сплошной защитный слой методом ПЭО, что привело к снижению плотностей токов коррозии ≈ на 3 порядка. Отметим, что после ПЭО опытные сплавы демонстрируют более низкую плотность тока коррозии по сравнению со сплавом МЛ10 (табл. 1), а их химический состав оставляет хорошие перспективы улучшения механических свойств.

Таблица 1. Основные электрохимические показатели коррозии исследованных магниевых сплавов в 3% NaCl по стандарту ASTM G102–89

Образец	E_{corr}, *мВ*	i_{corr},*мкА/см^2*	R_p, *Ом·см^2*
Mg6.8Y2.5Zn0,6Zr	-1663 ± 21	18,96 ± 2,10	(1,72 ± 0,16)·10^3
Mg6.8Y2.5Zn0,6Zr + ПЭО	-1634 ± 5	0,016 ± 0,002	(3,07 ± 0,01)·10^6
Mg6.8Y2.5Zn1,5Gd0,5Zr	-1677 ± 31	14,01 ± 4,15	(1,69 ± 0,47)·10^3
Mg6.8Y2.5Zn1,5Gd0,5Zr + ПЭО	-1715 ±18	0,058 ± 0,021	(1,94 ± 0,82)·10^6
МЛ10	-1692 ±17	16,68 ± 0,34	(1,78 ± 0,04)·10^3
МЛ10 + ПЭО	-1575 ± 3	0,732 ± 0,138	(5,60 ± 1,27)·10^4

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FEMR-2020-0003).

Литература

1. F. Czerwinski. Magnesium Alloys – Design, Processing and Properties. IntechOpen. 2011. 560 p.

PHOTOINDUCED SURFACE ALIGNMENT AS AN ADVANCED TECHNOLOGY FOR DESIGN OF LIQUID CRYSTAL DISPLAYS

V.A. Delev[1], V.G. Chigrinov[2-4]

[1]*IMCP UFRC RAS, Ufa, Russia*
[2]*Department of Theoretical Physics, Moscow Region State University, Mytishi, Russia*
[3]*Nanjing Nanhui Intelligent Optical Sensing and Manipulation Research Institute Co. Ltd*
[4]*Emeritus Professor, Hong Kong University of Science and Technology, CWB, Kowloon, Hong Kong*
delev@anrb.ru

In the present time the photoalignment technique of liquid crystals (LCs) suggested in [1] is an alternative method that avoids the drawbacks of the mechanical surface treatment by using linearly polarized ultraviolet (uv) light to induce anisotropy of the angular distribution of molecules in a photosensitive film [2]. In order to understand the mechanism of coupling between LC molecules and surface of azo-dye film we have studied experimentally the influence of irradiation dose and azo-dye concentration (i.e. film thickness) on the anchoring properties of the photoalignment layers. We have used in experiment the photosensitive sulfonic azo-dye SD1 and nematic LC 5700-000 (Merck).

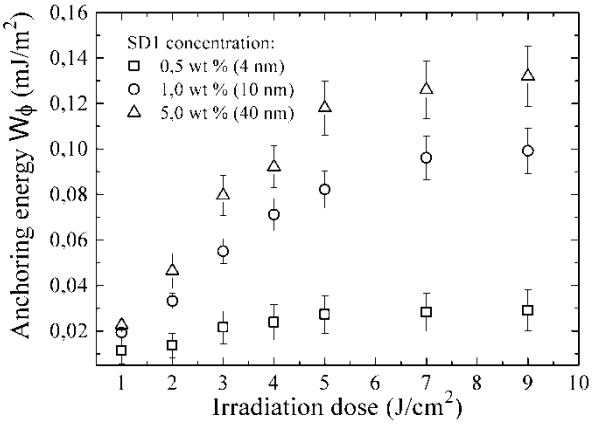


Fig. 1. Azimuthal anchoring energy W_ϕ as a function of uv irradiation dose for different SD1 concentrations.

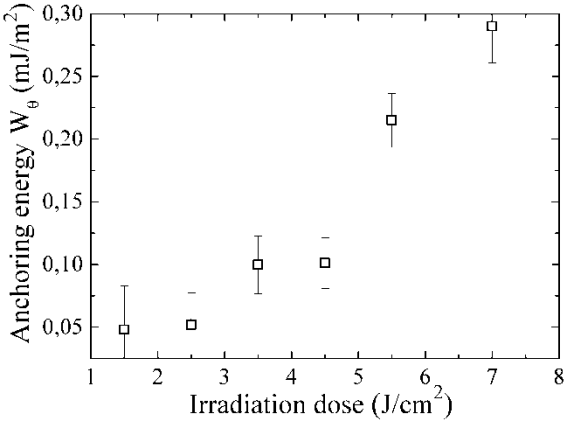


Fig. 2. Polar anchoring energy W_θ as a function of uv irradiation dose for SD1 concentration 1.2 wt %.

The azimuthal anchoring energy (AAE) W_ϕ was measured in a 90° twisted nematic cell using the torque balance method [3] and the polar anchoring energy (PAE) W_θ was measured with using the high-voltage technique [4]. We have found that the AAE for different SD1 concentration at first grows with increasing irradiation dose then it is saturated above value of 5 J/cm^2 (Fig.1). The PAE is hardly sense on the concentration of SD1, but markedly depend on irradiation dose (Fig.2). The results obtained can be useful in the design of LC displays.

This publication and research are partially supported by the Russian Science Foundation, grant No. 20-19-00201.

Literature

1. W.G. Gibbons, P.J. Shannon, S.T. Sun, and B.J. Swetlin // Nature. 1991. Vol. 351. P. 49-50.
2. V.G. Chigrinov, V.M. Kozenkov, and H.-S. Kwok. Photoalignment of LC materials: physics and applications. Series in Display Technology. Chichester (UK): Wiley, 2008. 248 p.
3. M. O'Neill and S.M. Kelly // J. Phys. D. 2000. Vol. 33. P. R67-R84.
4. S. Furumi, M. Nakagawa, S. Morini, and K. Ichimura // Appl. Phys. Lett. 1999. Vol. 74, No. 17. P. 2438-2440.

ВОЗБУЖДЕНИЕ ВОЛН ПРИ ВЫСОКОАМПЛИТУДНОМ ГАРМОНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ СОСТАВА A_3B

П.В. Захаров[1], М.Д. Старостенков[2], А.М. Еремин[3], Е.А. Корзникова[4], С.В. Дмитриев[4]

[1]*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург*
[2]*Алтайский государственный технический университет, Барнаул*
[3]*Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет, Бийск*
[4]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[4]zakharovpvl@rambler.ru

Внешнее воздействие на кристаллы вызывает возбуждение различных видов волн в их структуре. Одним из них являются волны супратрансмиссии или волны сверхпередачи [1]. Они возникают при внешнем воздействии, частота которого находится в запрещенной части спектра кристалла. Нами в работах [2, 3] показана возможность генерации таких волн в различном диапазоне частот и амплитуд для модельного кристалла, рассматриваемого состава.

В данной работе методом молекулярной динамики исследуется механизмы возбуждения и распространения волн супратрансмиссии в кристалле имеющем запрещенную зону. Модель содержала 1026000 частиц, которые взаимодействовали посредством потенциала, полученного методом погруженного атома. Такой подход и размеры модели позволяют отследить эволюцию волн и их характеристики в широком диапазоне параметров. Характеристики внешнего воздействия соответствовали частотам запрещенной зоны, а амплитуду рассматривались максимальные, при которых ячейка не разрушалась в течении 2 пикосекунд.

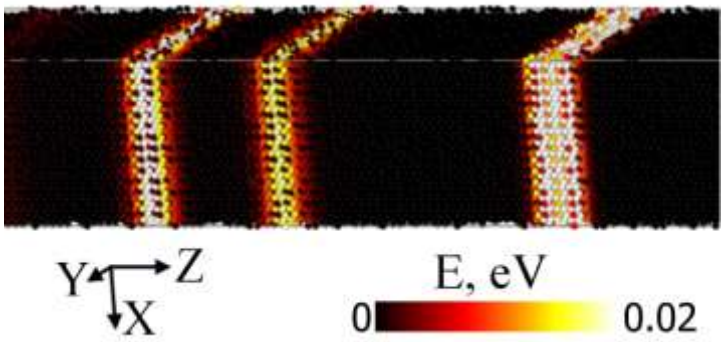


Рис. 1. Распределение кинетической энергии в кристалле стехиометрии A_3B, через 50 пикосекунд от начала эксперимента.

Характер волн при максимально возможных амплитудах отличается от умеренных и малых амплитуд, при которых данный эффект возможен. Принципиальным является наличие нескольких волн, движущихся в начале, как единое целое. На рис. 1. приведен пример визуализации таких волн через 50 пикосекунд после их возникновения. Примечательным является, что основная энергия сосредоточена на первой и третьей волне. Они способны распространяться на сотни нанометров со сверхзвуковой скоростью без изменения формы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, проект № 21-12-00275

Литература

1. F. Geniet, J. Leon // Physical Review Letters. 2002. V. 89. № 13. p. 1341021-1341024.
2. A.I. Cherednichenko, P.V. Zakharov, M.D. Starostenkov, M.O. Sysoeva, A.M. Eremin // Computer Research and Modeling. 2019. V. 11. № 1. p. 109-117.
3. P.V. Zakharov at. al. // Physics of the Solid State. 2019. V. 61 № 11. p. 2160–2166

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА КИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ ПОТЕРИ МАГНИТОПРОВОДОВ ИЗ СПЛАВА Fe–3%Si

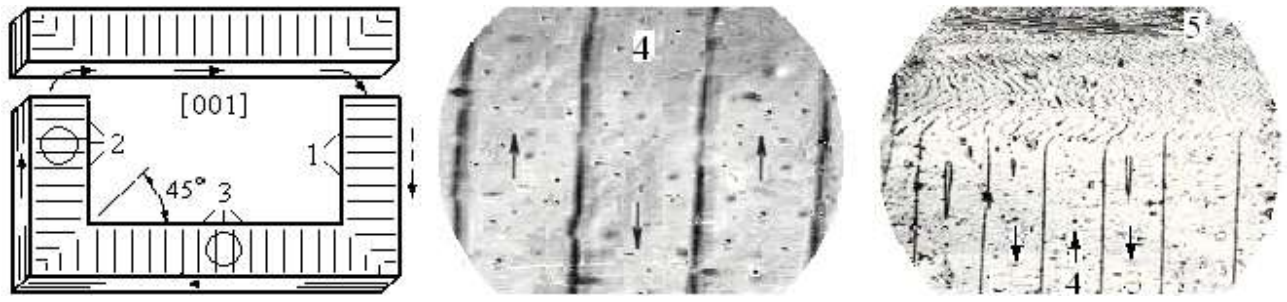
В.И. Пудов,[1] **Ю.Н. Драгошанский**[1]

[1]*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург*
pudov@imp.uran.ru

Формирования структуры и физических свойств анизотропных электротехнических сталей (АЭС) является необходимым этапом для перспективного их модифицирования [1,2]. Составной частью таких исследований является совершенствование конструкции магнитопроводов на основе учета особенностей процессов его перемагничивания [3].

Физические принципы, лежащие в основе модифицирования элементов трансформаторного магнитопровода, заключаются в уменьшении ширины доменов. Это ведет к уменьшению скорости движения доменной границы при перемагничивании и, как следствие к снижению вихретоковой составляющей магнитных потерь. Для этого необходимо создать на поверхности элементов в соответствующих направлениях (рис. 1а) узкие полосовые зоны лазерной или механической деформаций (зона 1, рис. 1а с магнитными полями рассеяния и зазорами меньше размера кристаллитов).

В частях П-образных элементов, соединяющих пластинки стержней и ориентированных перпендикулярно направлению прокатки (участки 3, рис.1), зоны деформации, приложенные вдоль оси текстуры [001], вызывают растягивающие напряжения ориентированного поперек оси текстуры. При этом растяжение меняет продольную магнитную анизотропию на поперечную. Это приводит к перестройке исходных основных полосовых 180° доменов в структуру с внутренним объемом 90° доменов (рис.1б), намагниченных в поперечном направлении, вдоль двух других осей легкого намагничивания. [010] и [100]. В результате снижаются магнитные потери магнитопровода на 15-18%.



а б в

Рис. 1. Формирование лазерных зон (1) в отдельных и П-образных элементах шихтованного магнитопровода (а). Фрагменты участка 2 (а) до (б) и после (в) лазерной обработки (5).

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №АААА-А18-118020290129-5, и «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3

Литература

1. Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов. Оптимизация деформационными воздействиями структуры и свойств Fe-Si сплавов с разной текстурой. // Письма о материалах. 2018. Т. 8. № 1. С. 66-70.
2. И.Ф. Буханова, В.В. Двинский, В.М. Журавель. Лазерная обработка пластин магнитопроводов силовых трансформаторов. // Электротехника. 2004. № 1. С. 39-42.
3. В.И. Пудов. Ю.Н. Драгошанский. Магнитная доменная структура и термостабилизация зон лазерного воздействия в магнитомягких материалах. // Физика твердого тела. Т. 58. № 2. 2016. С. 252-258.

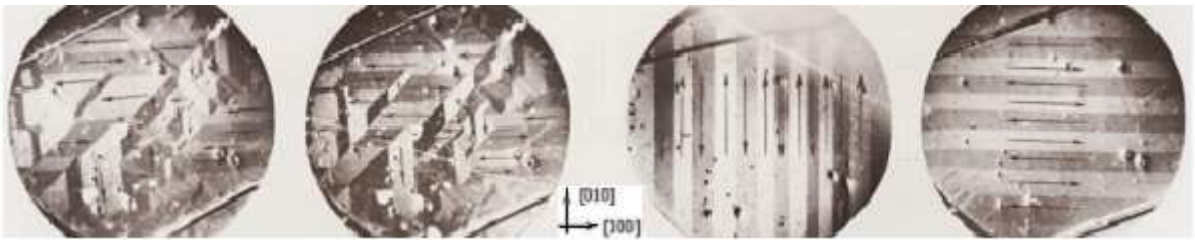
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА КИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ ПОТЕРИ СПЛАВА Fe–3%Si

Ю.Н. Драгошанский[1], В.И. Пудов[1]

[1]*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург*
pudov@imp.uran.ru

В магнитомягком сплаве Fe-3%Si с кристаллографической ребровой текстурой (110)[001] при отжиге в магнитном поле (ТМО) формируется направленное упорядочение атомов [1-3]. Вдоль действовавшего магнитного поля (Н) располагается ось анизотропных нанокластеров, состоящих из пар близко расположенных атомов кремния. Вдоль этого направления кристаллическая решётка удлиняется, уменьшается объём поперечно намагниченных доменов и, за счёт возникшей магнитной анизотропии, облегчается движение доменных границ при перемагничивании и снижаются магнитные потери. Однако в поперечном направлении магнитные потери увеличиваются.

Обнаружено, что при ТМО в переменном (Н) достаточной амплитуды и приложенном под острым углом φ к оси текстуры, магнитные потери уменьшаются и вдоль, и поперёк оси действовавшего поля при обработке. Полученный изотропный эффект связан с тем, что под действием поля ось пар наиболее подвижных атомов Si-Si ориентируется вдоль Н, атомы кремния выходят из устойчивых равновесных положений в решётке, силы связи ослабевают и, взаимодействуя с движущимися доменными границами, эти атомы рассеиваются по образцу. Разрушение нанокластеров приводит к облегчению движений доменных границ при перемагничивании образцов в любом направлении (см. рис.1). В частности, после ТМО при 400°С, медленном охлаждении, амплитуде Н=40 кА/м, угле φ=25° в ленте сплава Fe-3%Si толщиной 0.3 мм магнитные потери $P_{1.7/50}$ вдоль и поперёк оси поля уменьшаются на 12 и 9% соответственно.



а б в г

Рис. 1. Доменная структура Fe-3%Si (001) после ТМО в отсутствии (а, б) и в присутствии (в, г) переменного поля (Н) с последующим размагничиванием вдоль [010] (в) и [100] (г).

Работа выполнена в рамках ГЗ по темам «Магнит» №АААА-А18-118020290129-5 и «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3.

Литература

1. В.В. Губернаторов, Т.С. Сычёва, Ю.Н. Драгошанский. Формирование свойств ферромагнитных сплавов при термомагнитной и термомеханической обработках // Физика металлов и металловедение. 2004. Т.98. №1. С.31-37.
2. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
3. Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов. Оптимизация деформационными воздействиями структуры и свойств Fe-Si сплавов с разной текстурой. // Письма о материалах. 2018. Т.8. №1. С. 66-70.

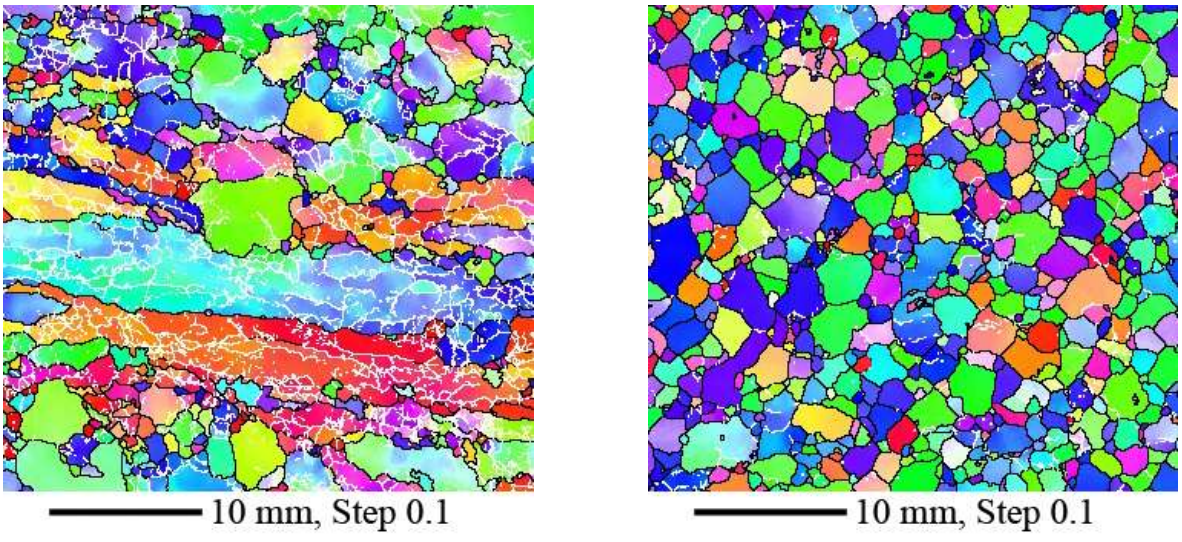
МИКРОСТРУКТУРА ПРОМЫШЛЕННОГО ЛИСТА СПЛАВА ВТ6С ПОСЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ПРИ 700 С

М.Р. Шагиев, М.А. Мурзинова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
marat@imsp.ru

Технологии, основанные на использовании эффекта сверхпластичности, представляют большой интерес для изготовления изделий сложной формы из труднодеформируемых материалов. В промышленных титановых сплавах сверхпластичность реализуется при весьма высоких температурах (900-950 С) и низких скоростях деформации (10^{-3}-10^{-4} $с^{-1}$), что существенно сдерживает широкое применение сверхпластических технологий на практике. Известно, что титановый сплав ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой (d<1 мкм) демонстрируют оптимальные сверхпластические свойства при температурах 700-750 С, тогда как для промышленных титановых сплавов (d~5 мкм) это - нижняя граница сверхпластичности. При деформации в таких условиях может протекать динамическая рекристаллизация, способствующая дополнительному измельчению структуры и, тем самым, повышающая ресурс пластичности материала при пониженных температурах. В данной работе продемонстрирована возможность сверхпластической формовки промышленного листа сплава ВТ6с (модификация сплава ВТ6 с пониженным содержанием примесей) при Т=700 С и проанализирована эволюция микроструктуры в листе ВТ6с после такой деформации.

Микроструктура промышленного листа в поперечном сечении приведена на Рис. 1(а). Видно, что она весьма неоднородна: наряду с ультрамелкими зернами наблюдаются крупные вытянутые зерна с развитой субструктурой. По результатам EBSD-анализа размер зерен варьируется от 0,3 до 25 мкм, и при $d_{ср}$=1,4 мкм коэффициент вариации составляет k=1,3. После сверхпластической формовки при 700 С микроструктура претерпела существенные изменения - она стала более однородной и равноосной, Рис. 1(б). Несмотря на то, что средний размер зерен практически не изменился ($d_{ср}$=1,5 мкм), коэффициент вариации уменьшился вдвое и составил k=0,6. Наряду с повышением однородности структуры после сверхпластической формовки в листе ВТ6с наблюдалось размытие кристаллографической текстуры прокатки.



а б

Рис. 1. Ориентационные карты микроструктуры промышленного листа сплава ВТ6с до (а) и после (б) сверхпластической формовки при Т=700 С и р=2,5 МПа.

EFFECTS OF CRACK LENGTH ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF CANTOR ALLOYS: A MOLECULAR DYNAMICS STUDY

W.M. Ji, M.S. Wu*

School of Mechanical and Aerospace Engineering, Nanyang Technological University, Singapore 639798
*mmswu@ntu.edu.sg

In this study, the effects of crack length on the mechanical properties of single-crystalline Cantor alloys under mode I loading are investigated via molecular dynamics simulations. The J-integral is calculated as the value of fracture energy at the critical point of dislocation emission, and energy release rate at fracture strain is calculated for Cantor alloys with different crack lengths ranging from 0.25 nm to 0.45 nm. Simulation results show that the J-integral is not significantly affected by the crack length, which is due to fact it is governed by the length-independent unstable stacking fault energy. However, it is found that the energy release rate for Cantor alloys increases with increasing crack length. Nucleation and growth of nanosized cavities in front of the crack tip are observed and the crack propagates through coalescence of cavities, which agrees well with previous experimental findings[1]. The cavitation processes dissipate a large amount of energy needed for crack propagation, leading to ductile fracture of Cantor alloys.

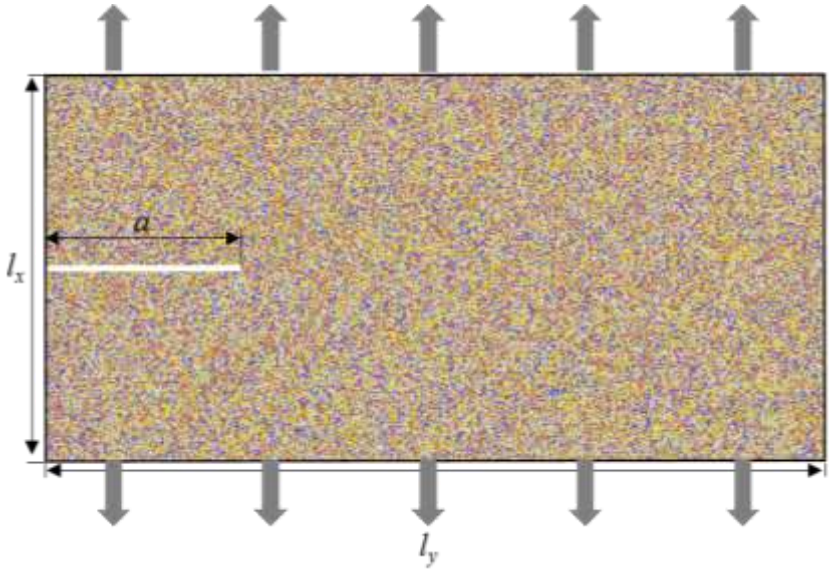


Figure 1. Schematic of single-crystalline Cantor alloy with a crack at the edge.

Table 1. Calculated J-integral and energy release rate for Cantor alloys with different crack lengths

Crack length *a* (nm)	J-integral (J/m^2)	Energy release rate (J/m^2)
0.25	45.60	58.96
0.35	47.28	65.03
0.45	47.87	68.73

Literature

1. B. Gludovatz, A. Hohenwarter, D. Catoor, E.H. Chang, E.P. George, R.O. Ritchie // Science. 2014. NO. 345, P. 1153-1158.

ПЛЕНКИ АСФАЛЬТЕНОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА

С.А. Созинов [1], А.Н. Попова [1], К.А. Корчуганова [2]

[1]*Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово*
[2]*Кемеровский государственный университет, г. Кемерово*
h991@ya.ru

Комплексом физико-химических методов анализа были исследованы плёнки асфальтенов, полученные выделением из β-фракции гранулированного среднетемпературного каменноугольного пека. Результаты СЭМ показали, что образующаяся пленка не является сплошной и имеет перфорированную текстуру. После нагрева до 500 °С сплошность пленки не изменяется, однако ее поверхность становится более гладкой. По данным ПЭМ было установлено, что исходная пленка сформирована агломератами размерами менее 100 мкм, которые в свою очередь состоят из мицел (частиц) с размерами около 50 нм в диаметре. Согласно данным рентгеноструктурного анализа исходные пленки являются аморфными. Однако согласно данным ПЭМ в полученных пленках наряду с типичной картиной, присущей аморфным углеродным пленкам, наблюдаются области с упорядоченными (ориентированными) слоями аренов. В связи с этим можно ожидать, что в процессе пиролиза углеводородов будет происходить формирование пленки с графитоподобной структурой.

Для описания процессов химических и структурных превращений, происходящих под действием температуры, исходные асфальтены исследовали методом синхронного термического анализа в диапазоне 20 - 800 °С. Показано, что при нагревании асфальтенов до 800 °С общая потеря массы составила 66%. Экстремумы на кривой ДТГ наблюдаются при 129 °С и 161 °С, что соответствует присутствию фракции мальтенов. Регистрируемый широкий пик со сложным профилем в интервале от 250 до 500 °С обусловлен отрывом парафиновых цепочек от молекул асфальтенов, т.к. в структуре молекул асфальтенов присутствуют простые и сложные эфирные группы. Максимум при 495 °С обусловлен процессами упорядочивания структуры исследуемого вещества. При нагреве образца более 500 °С продолжается разложение молекулярных структур, сопровождающееся потерей массы. Результаты ИК-спектроскопии показывают, что исходные асфальтены имеют в структуре ароматические и алифатические фрагменты: полоса поглощения с частотой 3069 см-1 и полосы поглощения при 1444, 1600 см-1 относятся к валентным колебаниям связи С-Н и ароматического кольца, интенсивная полоса при 751 см-1 указывает на присутствие групп (CH2)n, а полосы поглощения при 2942 и 2870 см-1 соответствуют колебаниям -CH3 и -CH2- групп в алканах. Нагрев до 500°С приводит к изменению структурно-группового состава вещества пленки: исчезают полосы поглощения от колебаний ароматического кольца, однако остаются полосы поглощения от групп -CH3 и -CH2-. Одновременно появляется новая группа пиков относящихся к колебаниям двойных связей С=С и С=О, что характерно для окисленных конденсированных ароматических структур. Нагрев до 800 °С в среде аргона приводит к снижению интенсивности полос поглощения конденсированных структур, что указывает на карбонизацию вещества. Согласно данным рентгенофазового анализа плёнок, нагретых до 800 °С, присутствуют только отражения от плоскостей первого порядка, при этом их рефлексы явно ассиметричны и уширены, особенно рефлекс отражения от плоскости (002). Следовательно, исследуемые образцы асфальтенов обладают кристаллоподобной организацией. Межплоскостные расстояния между ареновыми слоями, находятся в диапазоне ≈ 3.44 – 3.60 Å, т.е. наблюдается менее плотная по сравнению с другими углеродными материалами упаковка базисных слоёв.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Кемеровской области в рамках научного проекта № 20-43-420014. Работа выполнена с использованием оборудования Кемеровского регионального центра коллективного пользования (КемЦКП) ФИЦ УУХ СО РАН в рамках государственного задания ИУХМ ФИЦ УУХ СО РАН 2021 - 2023 гг. (проекты номера ЕГИСУ 121033100144-8, 121031500211-9).

КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОКСА

С.А. Созинов [1], А.Н. Попова [1], К.А. Корчуганова [2]

[1]*Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово*
[2]*Кемеровский государственный университет, г. Кемерово*
h991@ya.ru

Коксы являются одним из основных компонентов при производстве анодов благодаря своим уникальным свойствам, химической чистоте и способности приобретать электропроводность при термообработке. Очевидно, что свойства анодов во многом определяются свойствами используемого кокса. Следовательно, проведение исследований различными физико-химическими методами структурных параметров и микроструктуры коксов позволяет более обоснованно подходить к выбору сырья и подбирать термические режимы для получения коксов. Структура коксов зависит от фазового состава и, в свою очередь, определяет их физико-механические характеристики и способность к графитации. В работе установлено, что микроструктура игольчатых коксов представляет собой пластинчатые образования (ламели), которые в свою очередь формируют пакеты. Установлено также, что структура рядовых коксов пластинчатая, но пластины этих коксов имеют большую толщину, в них нет пакетных образований из тонких пластин. Формирование пластинчатых форм можно объяснить структурой молекул полициклических ароматических углеводородов в исходном сырье: изначально дефектные молекулы мезогена, ассоциируют с образованием ароматической, жидкокристаллической фазы, последующая термообработка приводит к улучшению внутримолекулярного совершенства, улучшенной укладке ламеллярных систем, и приводит к формированию структуры, как в поликристаллических промышленных графитах, а причиной различия в структуре рядовых и игольчатых коксов являются различия в свойствах мезофазных образований и реологических свойств. Т.о., чётко выявляется влияние молекулярной структуры исходного сырья на микроструктуру конечного продукта.

В работе представлены результаты исследований различных образцов коксов комплексом структурных методов: фазовый и структурный анализ методом порошковой рентгеновской дифракции, аналитическая сканирующая электронная микроскопия и адсорбционная порометрия. Определены основные структурные параметры (продольный и поперечный размер пакетов и ламелей, укладывающихся в пакеты) и текстурные характеристики (удельная поверхность, структура порового пространства) исследуемых образцов промышленного кокса, а также сделан анализ особенностей их микроструктуры. Полученные в работе результаты позволяют однозначно разделить исследуемые коксы на 2 вида: «анизотропные» и «изотропные». Для анизотропных образцов кокса продольный размер ламелей, укладывающихся в пакеты, в несколько раз превышает поперечный размер этих пакетов ($La >> Lc$), при этом для данного типа коксов характерна ярко выраженная ламелярная микроструктура. Для образцов «изотропных» коксов характерны сопоставимые размеры пакетов ламелярных слоёв в продольном и поперечном направлении ($La \approx Lc$) и аморфная микроструктура. Т.о., выявлена полная взаимосвязь между структурными параметрами, формой, морфологией и текстурными характеристиками частиц образцов кокса, а также достаточное соответствие между данными полученными тремя независимыми методами. Согласованность выводов по результатам данных выполненного комплекса физико-химических исследований позволяет рассматривать рентгеноструктурный анализ в комплексе с аналитической электронной микроскопией и адсорбционной порометрией как необходимые взаимодополняющие инструменты для оценки основных свойств коксов с целью их применения в различных технологических процессах.

Работа выполнена с использованием оборудования Кемеровского регионального центра коллективного пользования (КемЦКП) ФИЦ УУХ СО РАН в рамках государственного задания ИУХМ ФИЦ УУХ СО РАН 2021-2023 гг. (проекты номера ЕГИСУ 121033100144-8, 121031500211-9).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ $FeMnNiCrCo_{1-x}C_x$ (x=0,05; 0,15; 0,25)

Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
svastafurov@gmail.com

В работе с использованием методов рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, электронной микроскопии, механических испытаний на одноосное статическое растяжение исследовали микроструктуру, фазовый состав, механические свойства, закономерности деформационного упрочнения и разрушения высокоэнтропийных сплавов FeMnNiCrCo (сплав Кантора) и $FeMnNiCrCo_{1-x}C_x$ (x=0,05; 0,15; 0,25, что соответствовало 1; 3; 5 ат. %) в литом состоянии и после термомеханических обработок. Для формирования гомогенного твердого раствора углерода в сплавах системы $FeMnNiCrCo_{1-x}C_x$ использовали несколько видов обработки: (1) термомеханическая обработка (ТМО), которая включала выдержку при температуре 1200ºС (2ч.), прокатку при комнатной температуре (80%) и финальную выдержку при температуре 1200ºС (2ч.) с последующей закалкой в воду, и (2) горячая термомеханическая обработка (ГТМО), которая включала выдержку при температуре 1200ºС, горячую ковку на воздухе при Т = 1230ºС (60%), выдержку при температуре 1200ºС, холодную прокатку при комнатной температуре (до общей степени осадки 80%) и финальный отжиг при температуре 1200ºС (1 ч.) с последующей закалкой в воду. После ТМО и ГТМО в углеродистых сплавах формировалась равноосная крупнокристаллическая структура на основе твердого раствора углерода в аустените (для сплавов с 3 и 5 ат.% С с карбидами).

Исследование микроструктуры сплава с 1 ат.% С показало, что литые образцы обладают двухфазной, достаточно неоднородной микроструктурой. Происходит практически полное смачивание границ зерен карбидами, но в теле зерен не было обнаружено каких-либо карбидных фаз. Литые образцы сплава обладают более высокими значениями предела текучести, но меньшей пластичностью по сравнению с образцами сплава Кантора, не содержащими атомов внедрения ($\sigma_{0,2}$=180МПа и δ=63% в сплаве Кантора и $\sigma_{0,2}$=280МПа и δ=48% в сплаве с 1 ат.% С). Такое поведение характерно для материалов, в которых происходит смачивание границ зерен хрупкой фазой. После обработки по режимам ТМО и ГТМО не наблюдали формирования каких-либо зернограничных выделений в сплаве ВЭС-1С. То есть, методами ТМО и ГТМО был сформирован однофазный углеродистый сплав, который обладал высокими прочностными свойствами и хорошей пластичностью ($\sigma_{0,2}$=360МПа, δ=55% после ТМО и $\sigma_{0,2}$=340МПа, δ=46% после ГТМО).

Литые сплавы с 3 и 5 ат. % углерода представляют собой композиционные материалы на основе аустенита с крупными некогерентными карбидами разного состава. В таких углеродистых сплавах не удается сформировать однофазное состояние, но используемые термомеханические обработки способствуют уменьшению доли карбидов, повышению уровня твердорастворного упрочнения и обеспечивают значительное улучшение механических свойств и вязкости разрушения этих сплавов. При использовании термомеханических обработок возможно сформировать концентрированный твердый раствор углерода в аустенитной матрице с концентрацией углерода до 1,7 ат. % (остальная концентрация атомов внедрения связана в карбиды). Прочностные свойства высокоуглеродистых сплавов ТМО и ГТМО значительно превышают свойства литых материалов ($\sigma_{0,2}$=360МПа, δ=2% в литом сплаве $FeMnNiCrCo_{0,75}C_{0,25}$ и $\sigma_{0,2}$=460-470МПа и δ=22-27% после ТМО и ГТМО).

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОСИСТЕМЫ FePt

А.Н. Попова [1], Н.С. Захаров [1], Ю.А. Захаров [1], В.М. Пугачев [2]

[1]*Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово*
[2]*Кемеровский государственный университет, г. Кемерово*
h991@yandex.ru

Создание новых функциональных материалов с практически актуальными свойствами требует стремительное развитие электроники и электротехники. Наноразмерная взаимная система FePt и материалы на её основе характеризуются высокими значениями магнитной анизотропии и коэрцитивной силы. Для проведения исследования в работе были выбраны наночастицы системы составов Fe24Pt76, Fe48Pt52, Fe70Pt30, полученные методом совместного восстановления растворов прекурсоров металлов раствором гидразин-гидрата в сильно щелочной среде. Химический состав исследуемых образцов анализировали методом оптико-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой. Согласно результатам элементного анализа частиц, соотношение закладываемых компонент системы соответствуют полученному. Фазовый состав исследуемых образцов исследовали методом рентгеновской дифракции. Согласно полученным данным во всех образцах формируется фаза твёрдого раствора железа в платине с ГЦК решёткой. Установлено, что во всех образцах оцененное содержание платины в наблюдаемых кубических фазах превышает заложенное содержание в образце (системе). Высокое содержание платины в фазе твёрдого раствора (87–89%) в образце Fe48Pt52 не противоречит образованию в данном образце именно ГЦК-фазы (структурный тип A1). В образце Fe70Pt30 можно предположить формирование упорядоченной фазы L12, поскольку граница между фазами A1 и L12 лежит около 83–84%, а согласно данным рентгеноструктурного анализа содержание платины в кубической фазе данного образца 80–86%. Но на полученных рентгенограммах сверхструктурные линии не были зарегистрированы, несмотря на то, что рентгенодифракционные исследования проводились с большим временем накопления, т.к. сверхструктурные линии обладают малой интенсивностью, в дополнение дифракционная картина осложняется сильным флуоресцентным фоном железа. Значительно завышенное содержание платины в наблюдаемых кубических фазах твёрдого раствора железа в платине во всех образцах по сравнению с закладываемым составом показывает, что в результате совместного восстановления образуется и рентгеноаморфная (дифракционноневидимая) металлическая фаза, содержащая, наоборот, относительно большее количество железа. Также можно предположить, что часть железа, особенно при высоком его содержании в образце, получается в невосстановленной форме. Данное предположение подтверждается полученными данными рентгенофазового анализа. В образцах Fe48Pt52 и Fe70Pt30 была обнаружены фазы магнетита (Fe_3O_4), более того в образце Fe70Pt30 и фаза FeOOH. Окисленные фазы железа в исследуемых наносистемах возможно образуются в начальный или подготовительный момент синтеза при добавлении щелочи в результате обезвоживания и частичного окисления в условиях высокой температуры, или же в результате окисления остаточных количеств трудно восстанавливаемого гидроксида железа (II) на завершающем этапе синтеза. Т.о., методом рентгеноструктурного анализа установлен предел растворимости железа в твёрдом растворе наноструктурированной системе FePt (порядка 10 ат %), при этом, по результатам элементного анализа частиц, количество закладываемых компонент системы соответствуют полученному соотношению. Учитывая разницу между мольной долей железа, определяемой дифракционными методами и элементным анализом, можно предположить существование в исследуемой системе дифракционноневидимой части.

Работа выполнена с использованием оборудования Кемеровского регионального центра коллективного пользования (КемЦКП) ФИЦ УУХ СО РАН в рамках государственного задания ИУХМ ФИЦ УУХ СО РАН 2021 - 2023 гг. (проекты номера ЕГИСУ 121033100144-8, 121031500211-9).

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСИСТЕМЫ CoPt ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СОВМЕСТНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПРЕКУРСОРОВ

А.Н. Попова [1], Н.С. Захаров [1], Ю.А. Захаров [1], В.М. Пугачев [2]

[1]*Федеральный исследовательский центр угля и углехимии СО РАН, Кемерово*
[2]*Кемеровский государственный университет, г. Кемерово*
h991@yandex.ru

Наноразмерная взаимная система CoPt представляет особый интерес, поскольку относится к высококоэрцитивным материалам, в которых возможно варьировать величины магнитных моментов и энергии магнитной анизотропии путем изменения состава и структуры системы. Известно, что для эквиатомной системы нанопорошков в упорядоченной фазе L10 при чередовании атомных моноэлементных плоскостей (кобальта и платины) в направлении [001] реализуется чрезвычайно высокая магнитокристаллическая анизотропия (величины которой достигают порядка нескольких МДж/м3).

Целью настоящей работы является изучение фазового состава наноструктурированной системы CoPt в эквиатомном соотношении компонент, синтезированной методом совместного химического восстановления растворов прекурсоров металлов с помощью гидразингидрата в сильнощелочной среде в термостатируемом реакторе открытого типа. Фазовый состав синтезированной наносистемы исследовался сочетанием методов рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, в дополнении проводилось исследование химического состава системы методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

Согласно данным, полученным методом рентгенофазового анализа, в синтезированном образце наносистемы CoPt формируется фаза твёрдого раствора кобальта в платиновой ГЦК решётке. При этом рефлексов оксидно-гидроксидных фаз не было зарегистрировано. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что параметры ГЦК решётки фазы наблюдаемого твёрдого раствора близки к данным индивидуальной платины.

Изучение результатов элементного анализа, выполненного методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, показало, что в исследуемом образце наносистемы CoPt присутствует не только твердый раствор CoPt, насыщенный кобальтом, но и чистый индивидуальный кобальт, это означает, что фаза, более богатая кобальтом рентгеноаморфна и не обнаруживает себя рентгенографически. Следовательно, полученный образец является двухфазным.

Наличие фазы твёрдого раствора с малым содержанием кобальта, т.е. богатого платиной, можно объяснить фактом, что платина восстанавливается активнее, и при восстановлении кобальт входит в платиновую решетку в меньшем количестве, чем заложено при синтезе. Дополнительно следует учитывать и то, что платина и кобальт не являются «родственными» структурно, т.к. кобальт при стандартных условиях имеет кристаллическую решётку с гексагональной структурой.

Следовательно, при достаточном содержании кобальта, если он не входит полностью в платиновую ГЦК решетку наблюдаемого твёрдого раствора, значит он вынужден образовывать свою фазу, которая, вероятно, рентгенографически невидима. Следует отметить, что существенной причиной этому может и являться значительный контраст в рассеивающей способности платины по сравнению с более легким кобальтом – почти на два порядка. Можно предположить, что «кобальтовая» фаза более еще более дисперсна, чем «платиновая», что также способствует «невидимости». Дополнительно, вероятно, ситуация усугубляется за счет различия в поглощающей способности.

Работа выполнена с использованием оборудования Кемеровского регионального центра коллективного пользования (КемЦКП) ФИЦ УУХ СО РАН в рамках государственного задания ИУХМ ФИЦ УУХ СО РАН 2021 - 2023 гг. (проекты номера ЕГИСУ 121033100144-8, 121031500211-9).

СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ИСПЫТАНИИ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, В.И. Бетехтин, А.И. Лихачев

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург
Maria.Narykova@mail.ioffe.ru

Задачей работы являлось исследование стабильности структуры образцов титана ВТ1-0 в процессе ползучести при разных напряжениях и, соответственно, времени испытания при температуре, соответствующей верхней границе стабильности при свободном отжиге. Известно [1], что при свободном отжиге структура данного титана стабильна при 350°C в течении десятков часов.

В работе использовались образцы титана ВТ1-0, в которых, как подробно описано в [2], методом интенсивной пластической деформации (сочетание винтовой и продольной прокаток) была создана субмикрокристаллическая структура (СМК) со средним размером зерна ~0,2 mkm. Испытания на растяжение в режиме ползучести проводились на плоских образцах сечением 0,3×3 mm. Испытательная машина обеспечивала поддержание постоянного напряжения и температуры в течении всего эксперимента (до 10^6 s). Испытания проводились при температуре 350°C и напряжениях 280-420 MPa.

Подготовка образцов для исследования методом дифракции отраженных электронов (ДОРЭ) проводилась в два этапа. На первом этапе тонкие полоски титана подвергались механической шлифовке на установке LaboPol-5. На втором этапе поверхность подвергалась полировке ионным пучком аргона на установке 1061 SEM Mill с целью удаления тонкого деформированного приповерхностного слоя, сформированного на первом этапе. Исследование методом ДОРЭ проводились на растровом электронном микроскопе JSM 7001F (JEOL, Япония), оснащенным детектором HKL Nordlys EBSD Detector.

Было построено распределение зерен по размерам и установлено, что испытание при температуре 350°C на протяжении 100 s не приводит к заметному изменению размеров зерен. В случае более длительного испытания (5340 s) наблюдается образование зерен размером 1 ÷ 2.5 mkm, при этом происходит уменьшение числа зерен с размером менее 400 nm.

Также получено распределение зерен по аспектному соотношению. При увеличении времени испытания, на распределении выделяются отдельные узкие полосы, но более 85% зерен имеют аспектное соотношение 1 ÷ 3, как и до испытаний, то есть происходит перераспределение формы зерен в пределах указанного диапазона. Относительно распределений границ зерен по разориентациям получено, что при непродолжительных испытаниях доля большеугловых границ зерен практически не меняется и составляет около 50%. Увеличение времени испытания (более 10^4 s) приводит к уменьшению таких границ.

Анализ полученных результатов показал, что при небольших временах испытания (10^2 – 10^3 s) структура материала остается практически стабильной, а при временах 10^4 – 10^5 s происходит увеличение размера зерна. Таким образом, при испытании на растяжение в режиме ползучести в СМК титане протекает процесс динамической рекристаллизации (в отличии от свободного отжига). Форма зерен остается практически одинаковой, также не наблюдается заметного изменения текстуры.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ (проект № 19-12-00221).

Литература

[1] M.V. Narykova, A.G. Kadomtsev, V.I. Betekhtin, Yu.R. Kolobov, S.S. Manohin and A.Yu. Tokmacheva-Kolobova // Journal of Physics: Conference Series. 2020. **1967.** 012113

[2] Yu. Kolobov // Nanotechnologies in Russia. 2009. Vol.4. № 11–12. P. 758–775.

ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев, Р.В. Шахов, А.А Ганеев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
shamilm@imsp.ru

Для повышения эффективности газотурбинных двигателей (ГТД) продолжают разрабатывать новые высоколегированные никелевые сплавы, которые должны обеспечивать улучшенные механические свойства и, в частности, повышенную высокотемпературную длительную прочность. В связи с разработкой новых никелевых сплавов существует несколько проблем. Во-первых, это сбалансированность легирования, поскольку повышенное легирование влечет за собой ликвационную чувствительность сплава (в случае литья) и риск образования неблагоприятных интерметаллидных фаз. Во-вторых, это способ изготовления исходного материала (литье или порошковая металлургия), который для каждого сложнолегированного сплава имеет свою специфику. В-третьих, это вопрос деформационно-термической обработки, которая из-за низкой деформационной способности никелевых сплавов сопряжена с большими трудозатратами и часто оказывается недостаточно эффективной. Например, изготовление дисков для ГТД, как правило, предполагает деформационный передел, в процессе которого важно обеспечить не только требуемую форму заготовки, но и однородную проработку структуры с формированием рекристаллизованной мелкозернистой структуры, которая является ключом к получению регламентированных структурных состояний в дисковых сплавах.

В данной работе объектом исследования является недавно разработанный поликристаллический дисковый сплав СДЖС-15 (Ni-28(Cr,Co)-12.5(Al,Ti,Nb,Ta)-9(Mo,W,Re)-0.17(C,La,Y,Ce,B) (вес.%), полученный литьем [1]. Для сплава были разработаны режимы отжига, деформационно-термической обработки, обработки на твердый раствор и старения [2,3]. Эти режимы были использованы для получения дисковых заготовок размером Ø100 мм × 15 мм и однородной структурой, различающейся по размеру γ зерен, объемной доле первичной γ′-фазы и незначительно по размеру вторичных и третичных выделений γ′-фазы. Для полученных состояний сплава в диапазоне 650-850°C / 350-1200 МПа были выполнены испытания на длительную прочность (сопротивление ползучести). Наибольшие значения длительной прочности были достигнуты для относительно мелкозернистого состояния сплава, полученного после обработки на твердый раствор при T_s-50 и старения. Для оценки срока службы сплава использовали методологию прогнозирования продолжительности ползучести, основанную на расчете параметра Ларсона-Миллера. Показано, что по длительной прочности (сопротивлению ползучести) сплав СДЖС-15 в оптимальных состояниях не уступает или превосходит лучшие промышленные дисковые никелевые сплавы.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (№ АААА-А17-117041310215-4).

Литература

1. Р.В. Храмин, М.Н. Буров, А.В. Логунов, Д.В. Данилов, И.А. Лещенко, С.А. Заводов, А.М. Михайлов, М.А. Михайлов, Ш.Х. Мухтаров, Р.Р. Мулюков // Патент RU 2695097, заявка 2019100783, 2019.01.10. 11 с.
2. Sh.Kh. Mukhtarov, V.M. Imayev, A.V. Logunov, Yu.N. Shmotin, A.M. Mikhailov, R.A. Gaisin, R.V. Shakhov, A.A. Ganeev, R.M. Imayev // Materials Science and Technology. 2019. 35. P. 1605-1613.
3. V. Imayev, Sh. Mukhtarov, K. Mukhtarova, A. Ganeev, R. Shakhov, N. Parkhimovich, A. Logunov // Metals. 2020. 10. 1606.

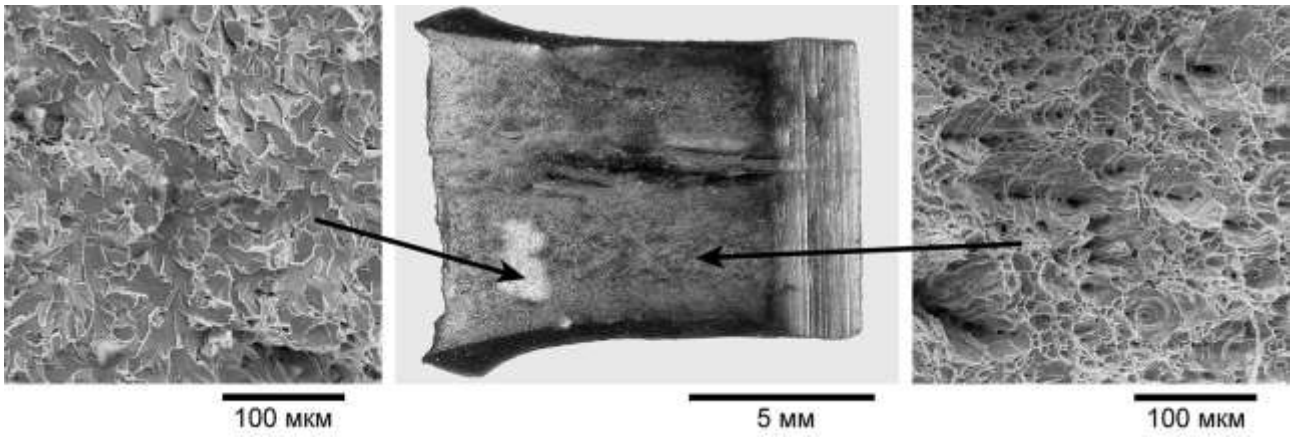
ОСОБЕННОСТИ ИСПЫТАНИЙ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ТРУБ С ВНУТРЕННИМИ ДЕФЕКТАМИ

Д.В. Жуков

ООО «Газпром трансгаз Самара», Самара, Россия
dzetii@mail.ru

Ударная вязкость является комплексной характеристикой, отражающей совокупность прочностных и пластических свойств материала. Испытания на ударную вязкость также проводят для оценки старения материала труб, для определения развивающихся в материале структурных изменений от длительной эксплуатации или воздействия технологических нагрузок. В трубопроводном транспорте газа в основном применяются низкоуглеродистые конструкционные стали, в которых в процессе старения повышается прочность, но снижается сопротивление хрупкому разрушению и пластичность.

Внутренние несплошности и включения в металле, такие как расслоения различной природы, в большинстве случаев приводят к ухудшению всех характеристик. Однако проведенные исследования материала трубной секции из стали 20, имеющей участок с множественными внутренними раскатанными включениями, показали в среднем повышенные более чем в два раза значения ударной вязкости (110 Дж/см^2), по сравнению с испытаниями бездефектных областей (53 Дж/см^2). Несплошности в исследуемых образцах имели толщину от 1 до 50 мкм, располагались на разной глубине, отличались шириной и протяженностью. Располагались в направлении проката, параллельно друг другу и поверхностям стенок трубы.



а б в

Рис. 1. Поверхность образца после испытаний на ударную вязкость (а – участок с хрупким изломом, б – внешний вид излома, в – участок с вязким изломом)

Бездефектные образцы в условиях испытаний при отрицательных температурах показали характерную для низкоуглеродистых сталей волокнистую и хрупкую структуру излома, с преобладанием хрупкой. Образцы с дефектами отличались разнородностью поверхностей и уменьшенной или практически отсутствующей зоной хрупкого излома. С уменьшением количества дефектов зона хрупкого излома увеличивалась. Дефектные зоны, выраженные тонкими продольными включениями, существенно повысили показатель ударной вязкости. На основании анализа изломов, можно сделать вывод, что ударная вязкость увеличена за счет дополнительной работы, затрачиваемой на раскрытие и смятие межслойных границ в образцах.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РЕЖИМЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

А.А. Круглов, О.А. Руденко, М.Х. Мухаметрахимов, Р.Я. Лутфуллин

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
alexform1960@mail.ru

Для современных летательных аппаратов необходимы легкие и одновременно жесткие конструкции, которые могут быть использованы в качестве силовых и корпусных элементов. В полной мере этим требованиям отвечают трехслойные гофрированные конструкции из титановых сплавов.

Основу технологии их изготовления составляют два метода: сварка давлением (СД) и свехпластическая формовка (СПФ). СД получают пакет из трех заготовок, применяя рисунки противосварочного покрытия. Затем, поместив пакет в штамповую оснастку, выполняют СПФ и в результате получают полую конструкцию, состоящую из обшивок и набора ребер жесткости подобного гофре.

Процесс изготовления гофрированных конструкций не только широко освящен в научно-технической литературе, но уже нашел применение в промышленном производстве изделий аэрокосмической техники, в частности, широкохордных вентиляторных лопаток авиационных двигателей. Между тем, до сих пор остаются проблемы производства конструкций, среди которых следует выделить проблему высоких температур обработки. Так для титанового сплава ВТ6 температуры СД и СПФ находятся в диапазоне 850 - 950 °С. Известно, что такие температуры приводят к образованию на поверхности изделий из титановых сплавов хрупкого альфированного (газонасыщенного) слоя, для удаления которого требуются трудоемкие и экологически опасные операции.

Решение данной проблемы можно найти путем использования эффекта низкотемпературной свехпластичности (СП). Как известно, указанный эффект проявляется при уменьшении размера зерен в материале и чем меньше размер зерен, тем меньше температура СП. Ориентиром выбора температуры обработки может служить заключение специалистов фирмы Boeing, согласно которому температура рентабельности процесса СПФ составляет 760 °С.

В работах [1, 2] было показано, что СД и СПФ титанового сплава ВТ6 со средним размером зерен 0,2 мкм возможно осуществить при температуре 750 °С и получить при этой температуре гофрированную конструкцию [3]. Однако, поскольку от размера зерен существенным образом зависит стоимость промышленного проката, на практике возникает вопрос: какой размер зерен должен быть в титановых заготовках, чтобы иметь возможность снизить температуру СД и СПФ и при этом сохранить эффективность производства гофрированных конструкций.

Для ответа на данный вопрос использовали прокат титанового сплава ВТ6 со средним размером зерен 1 мкм, производимый ВСМПО-Ависма. Были проведены тестовые формовки листовых заготовок толщиной 1 мм при температуре 750 °С. Полусферические оболочки радиусом 35 мм были получены при рабочих давлениях 2 МПа и 3 МПа. В итоге была изготовлена гофрированная конструкция при температуре 750 °С. При этом было показано, что для сохранения рентабельности процесса лист с размером зерен 1 мкм можно использовать только в качестве листа наполнителя, образующего ребра жесткости.

Литература

1. А.А. Круглов А.А., О.А.Руденко // Письма о материалах. Т.2 (2012) 107–110.
2. А.А. Круглов., М.Х. Мухаметрахимов // Письма о материалах. Т.2 (2012) 161–165.
3. Р.Я. Лутфуллин, А.А. Круглов, М.Х. Мухаметрахимов, О.А. Руденко // Письма о материалах. Т.5 (2015) 185–188.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-3%Cu

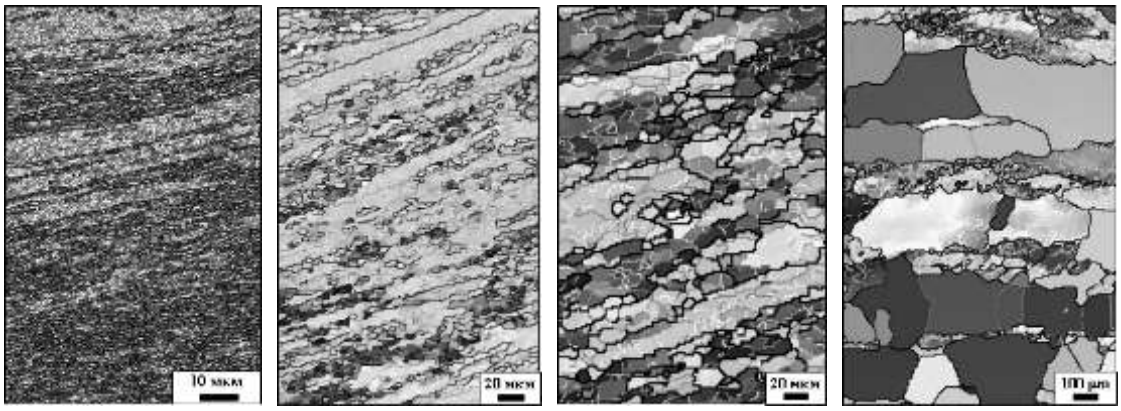
О.Ш. Ситдиков, Е.В. Автократова, Р.Р. Загитов, М.В. Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
sitdikov@nm.ru

Исследовано влияние температуры равноканального углового прессования (РКУП) на процессы формирования структуры в модельном двухкомпонентном сплаве Al-3%Cu. РКУП литого сплава в предварительно перестаренном состоянии с исходным размером зерен 200-400 мкм проводили по маршруту А в изотермических условиях в интервале температур 150°С - 475°С (0,5-0,8$T_{пл}$) до эффективных степеней деформации 8 - 12.

РКУП при 150°С приводило к значительному измельчению зеренной структуры сплава (рис. 1а). Новые мелкие зерна преимущественно формировались в результате фрагментации исходных зерен при развитии взаимно пересекающихся деформационных полос/полос микросдвига, которые первоначально имели среднеугловую разориентировку (от 5 до 15º). Количество полос, а также разориентировка их границ постепенно увеличивались в процессе деформации, приводя к образованию кристаллитов, окруженных высокоугловыми границами в соответствии с механизмом непрерывной динамической рекристаллизации. После 8 проходов РКУП в материале была получена частично рекристаллизованная структура, содержащая области (ультра)мелких зерен со средним размером около 1,3 мкм и области фрагментированной структуры. Средний угол разориентировки в такой структуре составил 23,2º при доле высокоугловых границ около 50%. Частицы Θ - фазы, присутствующие в материале, сдерживали протекание динамического и статического возврата даже при повышенной температуре РКУП и стабилизировали формирующуюся зеренную структуру.

Измельчение зеренной структуры сплава, ведущее к формированию ультрамелкозернистой структуры, постепенно подавлялось с ростом температуры деформации (рис. 1б, в). Повышение температуры РКУП до 400°С смещало формирование мелкозернистой структуры в область более высоких степеней деформации и приводило к увеличению среднего размера новых зерен до 15-20 мкм, снижению доли высокоугловых границ до 30% и среднего угла разориентировки межкристаллитных границ до 16,2°. Основными причинами подавления процессов формирования мелкозернистой структуры при повышении температуры РКУП являлось развитие более однородной деформации на начальных стадиях обработки и постепенное растворение частиц Θ - фазы, стабилизирующих структуру сплава. Дальнейшее повышение температуры РКУП до 475°С (выше температуры сольвуса сплава) приводило к аномальному росту зерен (рис. 1г).



а б в г

Рис. 1. Структура, формирующаяся в сплаве Al-3%Cu в процессе РКУП при 150°С, 8 (а); 300°С, 8 (б); 400°С, 12 (в); и 475°С, 12 проходов

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ 1570С В ПРОЦЕССЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

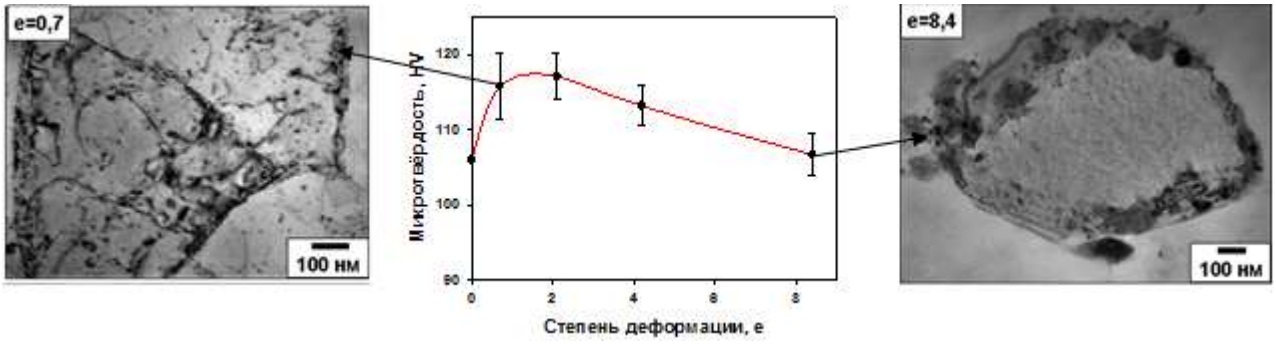
Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдиков, Б.И. Атанов, М.В. Маркушев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
avtokratova@imsp.ru

Исследованы механизмы измельчения зерен в литом гомогенизированном сплаве 1570С (Al-5,0Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr) при всесторонней изотермической ковке (ВИК), проводимой по схеме «abc» с однократной величиной степени деформации Δe=0,7 до суммарной деформации e=8,4 при температуре 325°С со скоростью деформации 10^{-4} $с^{-1}$. Гомогенизированный сплав имел равноосную зеренную структуру с размером зерен 25 мкм и равномерным распределением когерентных с матрицей алюминидов переходных металлов $Al_3(Sc,Zr)$ со средним размером 10 нм. Установлено, что ВИК на ранних стадиях деформации обеспечивала формирование деформационных полос, которые развивались в различных направлениях из-за периодического изменения оси приложения нагрузки и фрагментировали исходные зерна. При повышении степени деформации постепенное увеличение плотности полос и угла их разориентировки приводило к уменьшению размера фрагментов и трансформации фрагментированной структуры в практически однородную ультрамелкозернистую структуру с размером зерен около 2 мкм.

Показано, что механизм образования новых зерен был подобен *in-situ* «непрерывной» динамической рекристаллизации и развивался в области высоких температур деформации благодаря однородному распределению в сплаве наноразмерных когерентных выделений $Al_3(Sc,Zr)$ высокой плотности, обеспечивающих высокую термическую стабильность дислокационной и зеренной структуры. Взаимодействие таких частиц с дислокациями и дислокационными границами (рис. 1а) препятствовало перестройке линейных дефектов и их аннигиляции, замедляя тем самым процессы динамического возврата. Дисперсоиды также сдерживали миграцию высокоугловых границ за счет зиннеровских сил торможения. Эти факторы были в значительной степени ответственными за формирование деформационных полос и измельчение зерен во время высокотемпературной деформации.

Также было установлено, что фрагментация исходных зерен на начальных стадиях ВИК ($e\leq2$), ведущая к уменьшению размера (суб)зерен до 1,6 мкм, сопровождалась ростом твердости сплава со 105 до 118 HV (рис. 1б). Однако по мере увеличения степени деформации (при e>2-4) имело место постепенное увеличение размеров новых мелких зерен и плавное снижение твердости сплава до 108 HV. Это главным образом могло быть связано с потерей когерентности части дисперсоидов вблизи высокоугловых границ и их ростом в результате ускорения процессов коагуляции при развитии зернограничной диффузии (рис. 1в). Количество таких дисперсоидов увеличивалось при протекании процессов динамической рекристаллизации, ведущих к повышению доли высокоугловых границ в процессе ВИК.



(а) (б) (в)

Рис. 1. Влияние ВИК на распределение дисперсоидов и микротвердость сплава 1570С

ЗОННАЯ СТРУКТУРА НАНОТОЧЕК ТЕЛЛУРИДА СЕРЕБРА

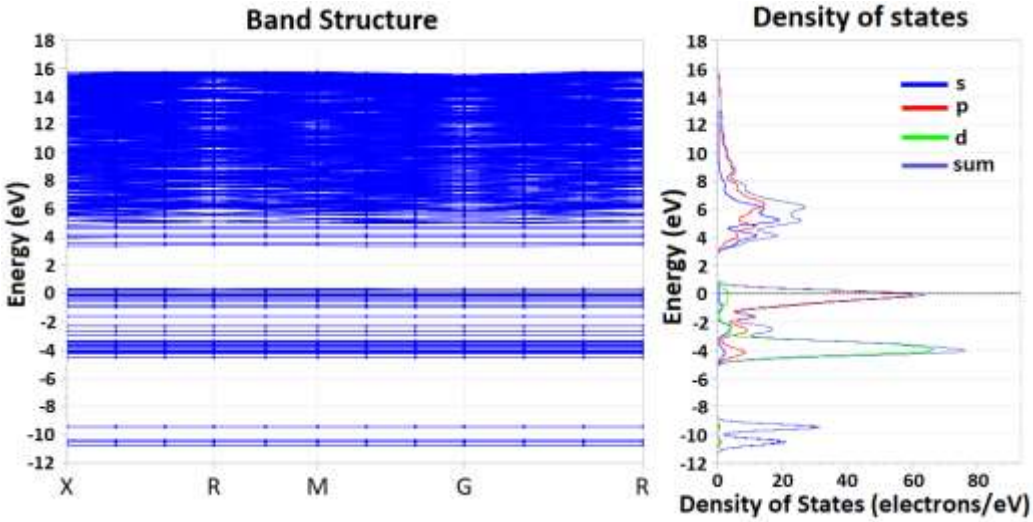
Н.Н. Биккулова [1], Р.А. Якшибаев [2], Г.Р. Акманова [2], Д.И. Сафаргалиев [2], Л.В. Цыганкова [1]

[1]*Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
bickulova@mail.ru

Теллурид серебра обладают интересным комплексом электрофизических свойств. Преимущественная электронная проводимость наблюдается на фоне высокой катионной проводимости (~1,25 $Ом^{-1}см^{-1}$) и Ag_2Te относится к классу систем со смешанной ионно-электронной проводимостью. Высокая подвижность катионов серебра обусловлена особенностями строения кристаллической решетки, где жесткий анионный каркас, образованный ионами теллура, допускает наличие большого количества равнозначных в энергетическом плане межузельных позиций. Катионы серебра статистически распределены по большому числу позиций, что обуславливает их высокую подвижность.

Расчеты зонной структуры и фононного спектра выполнены в рамках теории функционала электронной плотности с помощью метода псевдопотенциала в базисе плоских волн, реализованном в программном пакете Quantum Espresso, в котором обменно-корреляционные эффекты учитывались в приближении локальной плотности (LDA). При реализации расчетов данным методом для атомов серебра используются 4*d*- и 5*s*-электроны, а для теллура – 5*s*- и 5*p*-электроны. Ультрамягкие псевдопотенциалы при расчетах использовались для атомов серебра, а для теллура – псевдопотенциалы, сохраняющие норму.

На рис.1 представлены результаты расчетов зонной структуры и плотности состояний для наноточек теллурида серебра.



а б

Рис.1. Зонная структура (а) и плотности состояний (б) для наноточек Ag_2Te

Результаты исследования свидетельствуют о том, что электронная структура теллурида серебра характеризуется гибридизацией p-уровней теллурида и d-уровней серебра. Из анализа полученной парциальной и полной плотности электронных состояний следует, что pd-гибридизация сильнее проявляется в теллуридах серебра, чем в теллуридах меди. Установлено, что соединение теллурида серебра является бесщелевым полупроводником. Зонные структуры смоделированных наноточек теллурида серебра являются полностью дискретными, вид зонной структуры и ширина запрещенной зоны зависят от состава соединений и размера частиц.

МОДЕЛЬНЫЕ РАСЧЕТЫ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ Cu-Te

Н.Н. Биккулова [1], А.Р. Курбангулов [1], Г.Р. Акманова [2], Д.И. Сафаргалиев [2],

[1]*Стерлитамакский филиал Башкирского государственного университета, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
bickulova@mail.ru

Теллуриды меди являются наименее исследованными системами среди халькогенидов меди. Это обусловлено сложностью фазовой диаграммы Cu-Te, наличием большого количества полиморфных превращений для определенных фаз в зависимости от температуры и степени нестехиометричности. Имеющиеся данные сильно различаются, а иногда и противоречат друг другу. Это обстоятельство сдерживает возможность практического использования теллуридов меди в различных устройствах. Поэтому комплексное исследование фазовой диаграммы, кристаллической структуры и фазовых превращений нестехиометрических соединений теллурида меди является в настоящее время актуальной задачей.

Модельные компьютерные расчеты стабильных фаз Cu_nTe_m (n, m = 1 ÷ 10) в системе Cu–Te при сверхнизких температурах проводились с использованием алгоритма USPEX [1], основанном на теории функционала плотности (DFT). Расчеты были проведены при температуре T= 0K и давлении p=10^5 Па и выявили следующие модельные соединения теллуридов меди: Cu_5Te_4, Cu_3Te_2 и Cu_7Te_4 (рис.1) (в расчете на 1 атом теллура химическая формула имеет вид $Cu_{1,25}Te$, $Cu_{1,5}Te$ и $Cu_{1,75}Te$).

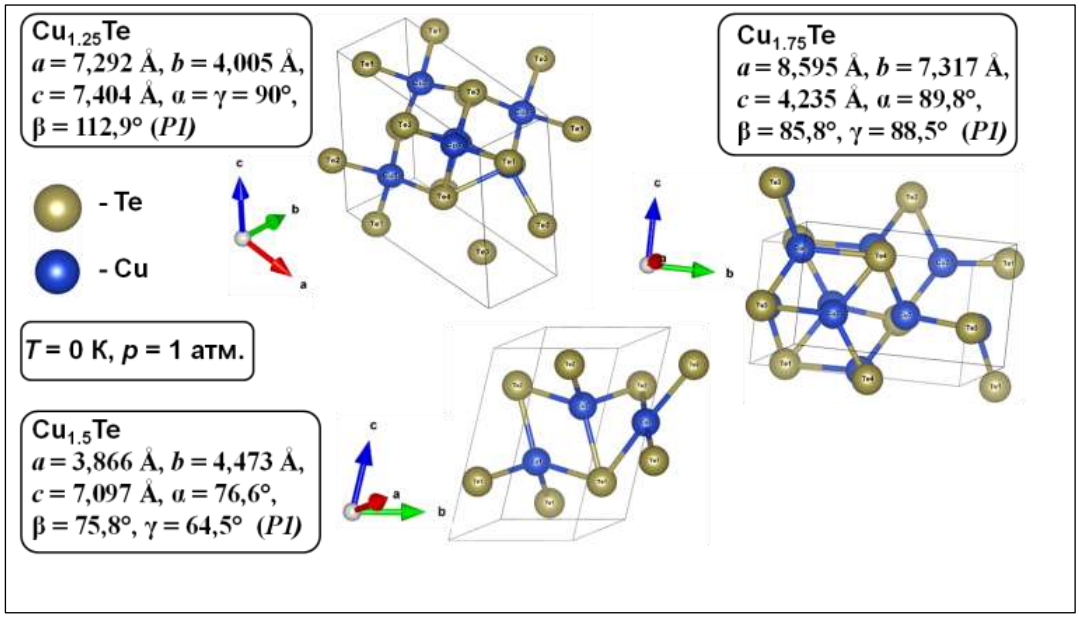


Рис.1. Модели кристаллической структуры теллуридов меди состава $Cu_{1,25}Te$, $Cu_{1,5}Te$ и $Cu_{1,75}Te$

Согласно расчетам указанные соединения теллурида меди индицируются в триклинной фазе, за исключением состава $Cu_{1,25}Te$, который представляет собой частный случай триклинной сингонии – моноклинную структуру.

Литература

1. USPEX (Universal Structure Predictor: Evolutionary Xtallography) [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://uspex-team.org

МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Р. Я. Лутфуллин[1], А. Г. Тюрганов[2], А. К. Галимов[2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
amirtab@mail.ru

Технология совмещения сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ/СД) находят возрастающее применение в области авиационного машиностроения [1], которая, согласно Федеральному закону от 27.12.2002 N 184-ФЗ (ред. от 22.12.2020) "О техническом регулировании" (с изм. и доп., вступ. в силу с 01.01.2021), подлежит обязательному подтверждению соответствия. То есть внедряемые в авиационное машиностроение технологии должны соответствовать нормативным документам, регулирующим деятельность в этой области. Это прямо касается национального стандарта ГОСТ Р 58929—2020 «СИСТЕМА ОБЕСПЕЧЕНИЯ ЕДИНСТВА ИЗМЕРЕНИЙ НА ПРЕДПРИЯТИЯХ АВИАЦИОННОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ», который устанавливает основные положения по метрологическому обеспечению изделий авиационной техники и их составных частей на стадиях разработки, производства на предприятиях авиационной промышленности.

Традиционно, задача разработки такого рода стандартов возлагается на специалистов предприятий, занимающихся изготовлением продукции рассматриваемой области. Так, международный стандарт ISO/TS 16949 вводит понятие «ключевых характеристик конструкции». Инструкция «Определение ключевых характеристик» (Gostost/ru /https://gostost.ru/instrukcij-opredelenie-harakteristik/) предусматривает, что решение задачи определения ключевых характеристик соответствующих процессов (технологий) осуществляется PFMEA-командой предприятия, которая рассматривает вопросы формирования в технологическом процессе различных показателей продукции (изделия и компонентов), в том числе уже выделенных как ключевых.

Но для формообразующих технологий (СПФ/СД) характерным является тот факт, что набор ключевых характеристик конструкций напрямую зависит от набора ключевых характеристик процессов производства. Действительно, в результате исследований выявлены и классифицированы следующие возможные дефекты полых титановых конструкций, изготовленных методом СПФ/СД: газонасыщенный слой и образование в нем микротрещин при приложении нагрузки, посторонние включения, непровар, цепочки пор, утонение и обрыв стенок. Например, непровары могут быть вызваны нарушениями целого ряда параметров процесса: ювенильности свариваемых поверхностей, отклонениями в температуре, скорости деформации и исходной регламентированности микростуктуры материала заготовок [2]. Обнаружение недопустимого поверхностного газонасыщенного слоя в замкнутых полостях титановых конструкций является сложной задачей, требующей совершенствование неразрушающих методов контроля качества изделий. Поэтому необходимыми компетенциями для разработки соответствующих нормативных документов могут обладать именно научные центры, в которых ведутся разработки таких технологий.

Литература

1. M. W. Turner, I. J. Andrew. In: Book of Papers. 4th European Conference jn Superplastic Forming By IOM Communication Ltd U.K. 2005. P. 39-46
2. Р.Я. Лутфуллин, А.А. Круглов, М.Х. Мухаметрахимов, О.А. Руденко // Письма о материалах. 2015. Т. 5. №2. С. 185 – 188.

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКИТА

Н.А. Авдеев, О.Н. Артамонов

Петрозаводский государственный университет, Петрозаводск
navdeev@petrsu.ru

Монокристаллы цинкита ZnO могут использоваться в аппаратуре для контроля степени напряженности механических конструкций, при измерениях переменных и квазистатических давлений, в дефектоскопии в широком диапазоне температур, в производстве световодов, газовых сенсоров и УФ-лазеров [1]. Монокристаллы оксида цинка (ZnO) высокого качества выращивали гидротермальным синтезом.

Сканирующий электронный микроскоп HitachiSU1510 позволяет проводить рентгенофлуоресцентный анализ при облучении образца электронами с энергией 30 кэВ. Состав образца можно представить в атомных процентах следующим образом: Zn - 57.11%, O - 36.03% , Al – 2.36% и C - 4.49%

Измерение коэффициента поглощения проводилось с помощью спектрофотометра СФ-46, затем полученные данные использовали для определения ширины запрещённой зоны. Методика определения ширины запрещённой зоны полупроводников представлена в работе [2].

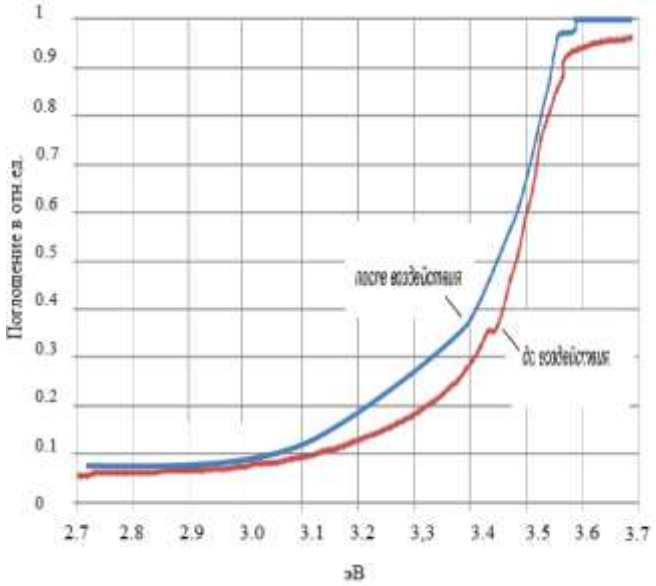


Рис. 1 Спектры оптического поглощения кристаллов ZnO:
1 – до воздействия облучения, 2 - после воздействия облучения.

Как видно из рис. 1, после облучения кристалла ZnO происходит смещение края фундаментального поглощения 3.37 эВ в низкоэнергетическую область спектра 3.29 эВ, что может быть объяснено проявлением радиационных дефектов.

Литература

1. Кузьмина И.П., Никитенко В.А. Окись цинка. Получение и оптические свойства. - М.: Наука,1984. 166 р.
2. Панков Ж. Оптические процессы в полупроводниках. – М.: Мир, 1973. – 456 с.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Zr-Cu-Fe-Al В ПРОЦЕССЕ ИПДК

А.И. Базлов[1,2], М.С. Пархоменко[2], Е.В. Убыйвовк[1], Д.В. Гундеров[3]

[1] *Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия*
[2]*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия*
[3]*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия*

bazlov@misis.ru

Металлические стекла – класс материалов с уникальными физическими и механическими свойствами. Наиболее распространены металлические стекла на основе циркония, за счет их высокой стеклообразующей способности, высокой прочности и относительно высокой пластичности при сжатии [1]. Являясь метастабильными материалами, металлические стекла претерпевают кристаллизацию при нагреве.

Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) – метод, позволяющий за счет мягкости схемы деформации, деформировать трудно деформируемые материалы [2]. В процессе ИПДК, в структуре металлического стекла могут происходить значительные изменения, такие как образование большого количества свободного объема [2], кластеризация [3], и нанокристаллизация [4].

Работа посвящена исследованию эволюции структуры лент аморфных сплавов $Zr_{42.5}Cu_{42.5}Al_{10}Fe_5$, $Zr_{52.5}Cu_{32.5}Al_{10}Fe_5$ и $Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al_{10}Fe_5$ в процессе ИПДК.

Процесс ИПДК был проведен в две стадии. Первая стадия была проведена на плоских бойках диаметром 20 мм при давлении 6 ГПа и 0,5 оборотах наковален, при скорости вращения 1 об/мин, при комнатной температуре. На второй стадии часть полученного 20 мм диска была подвергнута процессу ИПДК на бойках диаметром 10 мм при давлении 6 ГПа на 2 и 5 оборотов.

Структура сплавов была исследована с использованием методов рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии. Термические свойства сплавов были измерены с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии. Микротвердость сплавов измерялась при нагрузке 980 мН.

В результате работы проанализировано влияние ИПДК на структуру и термические свойства исследуемых металлических стекол. Проанализировано влияние ИПД на микротвердость сплавов. Установлены закономерности влияния и связь структуры со свойствами.

Литература

[1] K. Jin, J.F. Löffler, Bulk metallic glass formation in Zr–Cu–Fe–Al alloys, Appl. Phys. Lett. 86 (2005) 241909. doi:10.1063/1.1948513.

[2] D.V. Gunderov, A.A. Churakova, V.V. Astanin, R.N. Asfandiyarov, H. Hahn, R.Z. Valiev, Accumulative HPT of Zr-based bulk metallic glasses, Mater. Lett. 261 (2020) 127000. doi:10.1016/j.matlet.2019.127000.

[3] D.V. Gunderov, E.V. Boltynjuk, E.V. Ubyivovk, A.V. Lukyanov, A.A. Churakova, A.R. Kilmametov, Y.S. Zamula, R.Z. Valiev, Cluster structure in amorphous Ti-Ni-Cu alloys subjected to high-pressure torsion deformation, J. Alloys Compd. 749 (2018) 612–619. doi:10.1016/j.jallcom.2018.03.357.

[4] Z.Q. Ren, A.A. Churakova, X. Wang, S. Goel, S.N. Liu, Z.S. You, Y. Liu, S. Lan, D.V. Gunderov, J.T. Wang, R.Z. Valiev, Enhanced tensile strength and ductility of bulk metallic glasses Zr52.5Cu17.9Al10Ni14.6Ti5 via high-pressure torsion, Mater. Sci. Eng. A. 803 (2021) 140485. doi:10.1016/j.msea.2020.140485.

AB INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛИМОРФНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ГРАФЕНА ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ ФТОРОМ И ВОДОРОДОМ

М.Е. Беленков [1], В.М. Чернов [1]

[1] *Челябинский государственный университет, Челябинск*
me.belenkov@gmail.com

Функционализировать свойства графена для практических приложений возможно в результате химической адсорбции неуглеродных атомов и молекулярных групп. На сегодня экспериментально синтезированы хлорированный и окисленный графен, фторографен, графан (то есть графен, функционализированный водородом) и другие разновидности. Теоретические исследования доказали возможность существования ряда полиморфных разновидностей функционализированного графена, отличающихся порядком присоединения неуглеродных атомов и молекул к поверхности гексагонального графена [1,2]. Еще большее разнообразие структурных разновидностей функционализированного графена, по-видимому, могут быть получены на основе не 5-7, 4-8, 3-12 или 4-6-12 графенов. В данной работе выполнены теоретические расчеты полиморфных разновидностей графена функционализированнх фтором и водородом.

Первопринципное моделирование кристаллической и электронной структуры функционализированного графена было выполнено методом теории функционала плотности (DFT) в обобщенном градиентном приближении (GGA). Расчеты проводили при температуре 0.01 К с использованием набора из k-точек 12×12×12 в программном пакете Quantum ESPRESSO. Размерность набора базисных функций была ограничена значением равным 70 Ридберг. Моделировалась структура трехмерных кристаллов функционализированного графена. Расстояние между соседними слоями в кристаллах являлось постоянным и равным 12 Å. При таком расстоянии, межслоевыми взаимодействиями между соседними слоями можно пренебречь и рассчитанные структуры соответствуют структуре изолированных монослоев.

Полиморфные разновидности были модельно построены на основе слоев гексагонального графена, а также 5-7, 4-8, 3-12 или 4-6-12 графеновых полиморфов. Всего было исследовано по 17 структурных разновидностей для графана и фторографена. В результате расчетов методом DFT-GGA была найдена геометрически оптимизированная структура этих слоев. Оказалось, что структура двух теоретически построенных полиморфных разновидностей функционализированного графена является неустойчивой даже при температуре близкой к абсолютному нулю. Анализ структуры устойчивых слоев показал, что углы между ковалентными связями в слоях значимо отличаются от углов характерных для соединений, состоящих из атомов в sp^3 гибридизированных состояниях. Значения деформационного параметра, характеризующего искажения, хорошо коррелируют с энергиями сублимации полиморфных разновидностей функционализированного графена. Чем менее деформирована структура тем выше их энергия сублимации. Зонная структура CF и CH слоев характеризуется наличием на уровне энергии Ферми запрещенной зоны, так что свойства таких слоев должны быть полупроводниковыми. Ширина запрещенной зоны значительно изменяется для различных полиморфных разновидностей.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90002.

Литература

1. M.E. Belenkov, V.M. Chernov, E.A. Belenkov // IOP Journal of Physics: Conference Series/ 2018. Vol. 1124, P. 022010.
2. М.Е. Беленков, В.М. Чернов, Е.А. Беленков // Челябинский физико-математический журнал. 2018. Т. 3, вып. 2. С. 202–211.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ОРГАНИЧЕСКИМИ И НЕОРГАНИЧЕСКИМИ МАТРИЦАМИ

М.В. Белокобыльский[1], Ю.В. Кабиров[1], Е.Н. Сидоренко[1], А.М. Клочнев[1], В.В. Черняев[1], Н.В. Пруцакова[2], Е.В. Чебанова[2]

[1] Южный федеральный университет, ул. Большая Садовая, 105/42, 344006, г. Ростов-на-Дону, Россия
[2]Донской государственный технический университет, площадь Гагарина, 1, 344000, г. Ростов-на-Дону, Россия
marks007@mail.ru

Композитные материалы часто имеют физические свойства, которыми не обладают компоненты материала. Это и несобственная магниторезистивность [1], и пьезорезистивность [2], значительные величины поглощения СВЧ-излучения [3] и многие другие свойства. В нашей работе синтезированы и исследованы композиты, сочетающие пластичность и магниторезистивность, как положительную, так и отрицательную, а также значительные величины диссипации для СВЧ-излучения диапазона 1-12 ГГц. Исходными компонентами являются: манганит лантана стронция $La_{0.7}Sr_{0.3}MnO_3$ (LSMO), стеклообразующая матрица GeO_2, органические матричные вещества – полиэтилен низкой плотности, натрий-карбоксиметилцеллюлоза (CMC), поливинилацетат. Композиты с упругими органическими матрицами, наполненные проводящими частицами манганита, графита или ультрадисперсного железа вблизи порога перколяции, имеют ярко проявляемые свойства – несобственную пьезорезистивность, отрицательную или положительную магниторезистивность, в зависимости от вида компонентов в составе.

В области частот 1-12 ГГц композиты состава карбоксиметилцеллюлоза-манганит имеют поглощение энергии на уровне 20 дБ при комнатной температуре. Учитывая прекрасную биосовместимость CMC и манганита, согласно литературным данным, такие составы можно использовать при локальном разогреве канцерогенных тканей. Интересно отметить, что в зависимости от состава таких композитов можно получить как положительную магниторезистивность, так и отрицательную. Положительная магниторезистивность связана с диамагнетизмом природного графита и наличием спиновой поляризации носителей заряда в LSMO, а отрицательная обусловлена спин-зависимыми туннельными эффектами к композитах CMC/LSMO на пороге перколяции.

Также следует отметить, что синтезированные композиты состава диэлектрик-проводник (LSMO/GeO_2) из самых общих соображений, как и полупроводниковые твердые растворы, согласно идеям А.Ф. Иоффе, должны обладать значительными величинами термоэдс, так как фононная проводимость в таких неупорядоченных материалах подавлена, а подвижность носителей заряда и их плотность может быть довольно велика. Величины коэффициента Зеебека в наших составах LSMO/ GeO_2 достигают значений порядка сотен мкВ/К.

Литература

1. Ю.В. Кабиров, В.Г. Гавриляченко, А.С. Богатин, Н.В. Лянгузов, Т.В. Гавриляченко, Б.С. Медведев // Письма в ЖТФ. 2016. Т. 42. № 6. С. 1-5.
2. Ю.В. Кабиров, А.С. Богатин, Е.Н. Сидоренко, М.В. Белокобыльский, А.С. Михейкин, А.О. Летовальцев, А.Л. Буланова, Н.В. Пруцакова // Письма о материалах. 2019. В. 9. № 2. С. 223-227.
3. Ю.В. Кабиров, Е.Н. Сидоренко, Н.В. Пруцакова, М.В. Белокобыльский, А.О. Летовальцев, Е.В. Чебанова, Е.Б. Русакова // Письма о материалах. 2021. В. 11. № 1. С. 17-21.

DESIGN OF EXPERIMENTS USING FACTORIAL DESIGN FOR DEVELOPING NOVEL LEAD-FREE SOLDER ALLOY WITH Sn, Cu AND Bi

Jayesh S[1], Jacob Elias[2], Manoj Guru[3], Ajin Sajeevan[4]

[1,2,4] *Department of Mechanical Engineering, School of Engineering, Cochin University of science and Technology, Kochi, Kerala, India*
[3]*Intelligence Quality, Guindy, Chennai*
jayesh.jhe@gmail.com

Abstract

Design of experiments is used to design any job that plans to explain the variations under certain conditions. Lead cannot be used in solder alloy making process because of its inherent toxicity. Lead-tin alloy was a promising alloy used for soldering in electronic packaging industry. As a result of the ban on lead, electronics package industries were looking for new lead free alloys. Many alloys were discovered. None of them were able to replace the Sn-Pb alloy. In this paper a new composition with Sn, Cu and Bi is made to analyze. Using the design of experiments method, the optimized composition of Cu and Bi is predicted. The full factorial design of experiments with 2 replications is used to find the optimized composition. Melting temperature, contact angle and hardness were taken as the critical output parameters. Optimum composition of Cu and Bi are 0.5 and 3 % by wt.

КОМОПЗИТ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ

С.Н. Галышев

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка
galyshew@gmail.com

Композит с алюминиевой матрицей и углеродным волокном представляет интерес с точки зрения замены алюминиевых сплавов в силовых узлах конструкций. Это особенно актуально для приложений, где, по какой-то причине, алюминиевые силовые узлы не могут быть заменены легким и прочным углепластиком. К таким приложениям относятся узлы конструкции планера самолета и других летательных аппаратов. Помимо авиационной и космической промышленности, этот материал может найти применение в электроэнергетической отрасли в качестве сердечника самонесущих кабелей ЛЭП. Аналогичный композитный материал используется сегодня по всему миру под торговым названием ACCR компании 3M.

Наиболее распространённым методом получения композитов с углеродным волокном и алюминиевой матрицей является литье под давлением. Однако, по мнению автора доклада, наиболее технологичным методом является протяжка нити углеродного волокна через алюминиевый расплав, подвергнутый ультразвуковой обработке. Такая технологическая схема позволяет контролировать большее число параметров процесса, а такой важный параметр, как время контакта волокна с жидким алюминием, предложенный метод позволяет контролировать в более широком диапазоне, что оказывается критически важным с точки зрения механических свойств композита.

Упомянутая технологическая схема позволяет получать CF/Al-проволоку неограниченной длины. Такая композитная проволока может являться как самостоятельным изделием, например, сердечника самонесущих кабелей ЛЭП, так и служить сырьем для аддитивной технологии или CF/Al-препрегов для тиксоформования готовых изделий.

В работах научного коллектива из Японии [1-3] рассмотрено влияние большого числа параметров на протекание процесса получения композитной проволоки и на её механические свойства. Однако в упомянутых работах не рассматривается влияние таких важных параметров как температуры расплава, мощности ультразвуковой обработки и барьерного покрытия углеродного волокна. Результаты исследования этих параметров приведены в докладе.

Литература

1. T. Matsunaga, K. Ogata, T. Hatayama, K. Shinozaki, M. Yoshida. Infiltration mechanism of molten aluminum alloys into bundle of carbon fibersusing ultrasonic infiltration method // J Jpn Inst Light Metals. 2006 №56(4) P. 226–232.
2. T. Matsunaga, K. Matsuda, T. Hatayama, K. Shinozaki, S. Amanuma, M. Yoshida. Effect of magnesium content on tensile strength of carbon fiber reinforced aluminum – magnesium alloy composite wires fabricated by ultrasonic infiltration method // J Jpn Inst Light Metals. 2006 №56(2). P. 105–111.
3. T. Matsunaga, K. Matsuda, T. Hatayama, K. Shinozaki, M. Yoshida, Fabrication of carbon fiber reinforced aluminum magnesium alloy composite wires using ultrasonic infiltration method // Composites: Part A. 2007. №38. P. 1902–1911.

НОВЫЕ ФАЗЫ ПОЛИМЕРНОГО АЗОТА, УСТОЙЧИВЫЕ В ОБЛАСТИ НИЗКИХ ДАВЛЕНИЙ

К.С. Гришаков [1,2], Н.Н. Дегтяренко [1], М.М. Маслов [1,2], М.А. Гимальдинова [1]

[1]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва*
[2]*Научно-исследовательский институт Проблем развития научно-образовательного потенциала молодежи, Москва*
ksgrishakov@yahoo.com

В настоящее время актуальной является проблема поиска материалов с высокой плотностью запасаемой энергии (HEDM – high-energy-density matter). Потребность в HEDM нового типа обусловлена большим разрывом между характерными энергиями химических и ядерных энергоносителей. Известно, что азот в нормальных условиях существует в виде молекул N_2 с тройной связью, энергия которой превосходит энергию трех одинарных связей между атомами азота примерно в 2 раза. Поэтому создание метастабильных азотных наноструктур с одинарными связями позволило бы запасать большое количество энергии.

Теоретические расчеты, проведенные к настоящему моменту, демонстрируют множественность полимерных фаз азота при высоких давлениях. Однако в отсутствии внешнего давления среди трехмерных немолекулярных азотных кристаллов предсказывается устойчивость только для фаз cg-N [1], Pccn [2] и TrigN [3]. Кубическая Гош фаза азота (cg-N) является наиболее энергически выгодной из всех изученных немолекулярных структур при давлениях, меньших 150 ГПа [2,3]. Также была предсказана устойчивость 1D фазы азота со структурой, подобной углеродным нанотрубкам малого диаметра [4].

В настоящей работе в рамках первопринципных расчетов, базирующихся на теории функционала плотности в программе Quantum Espresso 6.7 [5] с использованием обменно-корреляционного функционала PBEsol, обнаружены новые метастабильные кристаллические фаза азота, устойчивые (динамически и механически) в отсутствии внешнего гидростатического давления. Представлены результаты исследования их энергетических, механических, структурных характеристик, а также электронных и фононных свойств при различных температурах и давлениях. Проведено сопоставление полученных результатов с известными в литературе фазами азота, устойчивыми в области низких давлениях.

Предсказанные метастабильные кристаллические фазы азота являются полупроводниками и способны запасать наибольшее количество энергии среди всех известных к настоящему времени в литературе азотных кристаллов, устойчивых в области низких давлений. Одно из направлений дальнейшей работы — исследование возможностей экспериментального получения подобных структур через возбужденные состояния без необходимости приложения высоких давлений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-72-00017. К.С. Гришаков выражает благодарность Автономной некоммерческой организации Научно-исследовательскому институту Проблем развития научно-образовательного потенциала молодежи за предоставленные вычислительные ресурсы и всестороннюю поддержку исследования.

Литература

1. C. Mailhiot, L. H. Yang, A. K. McMahan // Phys. Rev. B. 1992. V. 46 (22). P. 14419.
2. A. A. Adeleke, M. J. Greschner, A. Majumdar, B. Wan, H. Liu, Z. Li, H. Gou, Y. Yao // Phys. Rev. B. 2017. V. 96. P. 224104.
3. S. V. Bondarchuk, B. Minaev // Phys. Chem. Chem. Phys. 2017. V. 19. P. 6698.
4. K.S. Grishakov, K.P. Katin, M.A. Gimaldinova, M.M. Maslov. // Lett. Mater. 2019. V. 9(3). P. 366-369
5. P. Giannozzi et al. // J. Phys.: Condens. Matter. 2017. V. 29. P. 465901.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ СО СЛОИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

В.В. Дука [1], Л.П. Арефьева [1]

[1]*Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону*
valentina.duka.92@mail.ru

Низкоуглеродистые низколегированные строительные стали являются наиболее востребованным материалом для изготовления крупных листовых конструкций, работающих при отрицательных температурах. Основными требованиями к данному классу материалов являются высокая прочность и сопротивление вязкому разрушению. Композиционный материал со слоистой структурой листового сортамента позволяет повысить долговечность и надежность и снизить материалоемкость строительных конструкций.

Целью данной работы являлось установление взаимосвязи структурно-фазового состава с механизмом разрушения композита на основе высокопрочной строительной стали.

В качестве объекта исследований был выбран композиционный материал на основе высокопрочной низколегированной горячекатанной строительной стали 14Г2 со слоистой феррито-перлитной структурой. Химический состав образцов контролировался методом оптико-эмиссионного анализа (MagellanQ8) и, как установлено, полностью отвечал ГОСТ 19281-2014 [1]. Указанный химический состав стали позволяет получать слоистую структуру, так как большое содержание серы (<0,035) приводит к образованию при горячей прокатке длинных тонких сульфидных подложек для роста перлитного слоя. Феррито-мартенситную структуру композита получали по известной технологии [2], исключающей применение в ходе обработки дополнительного процесса пластической деформации.

Металлографический проводился методом оптической микроскопии (Zeiss Axio Vert.A1) с использованием программы цифровой обработки изображений и показал наличие в образце слоистой (строчечной) структуры материала в состоянии поставки (феррит и перлит) и после термической обработки (феррит и мартенсит). Объемная доля фаз феррита и мартенсита составляет 70 и 30% соответственно. В результате термической обработки происходит превращение перлита в мартенсит с растворением карбидов и сульфидов. Наличие строчечности в образце стали 14Г2 увеличивает показатели ударной вязкости (KCU=58 Дж/см^2) по сравнению с обычной сталью (KCU=20 Дж/см^2), применяемой в строительстве [3].

Далее методом сканирующей электронной микроскопии (Zeiss CrossBeam 340) исследовались структурно-фазовые состояния поверхности разрушения феррито-мартенситного композита стали 14Г2 после испытаний на ударный изгиб. Проанализированы три области поверхности: область устья надреза, центральная часть, область нестабильного хрупкого разрушения. В целом характер разрушения образца – вязко-хрупкий, о чем свидетельствует наличие «губ среза», которые отсутствуют однородной структуре.

Выявленные особенности разрушения объясняются соотношением размеров слоем мартенсита и феррита, а также высокой прочностью мартенситной составляющей.

Литература

1. Межгосударственный стандарт ГОСТ 19281-2014 «Прокат повышенной прочности: общие технические условия». М.: Стандартинформ. 2015. 50 с.
2. Способ получения естественного ферритно-мартенситного композита: пат. 2495141 Рос. Федерации: МПК С21Д 8/800, С21Д 8/02/В.Н. Пустовойт, Ю.М. Домбровский, А.В. Желева, М.В. Зайцева: заявитель и патентообладатель Донской гос. тех. ун-т. - №2012119557102; заявл. 11.05.12, опубл. 10.10.13, Бюл. №28. – 7 с.: ил.
3. В.Н. Пуствойт, Ю.В. Долгачев, Ю.М. Домбровский, В.В. Дука // Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. № С. 6 (780). С. 15-21.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА ПРИ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6

Ахунова А.Х., Валеева А.Х., Имаев М.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
akhunova.a.a@gmail.com

Алюминиевые сплавы широко используют в автомобилестроении, судостроении, авиакосмической промышленности и т. д. Наряду с такими достоинствами, как малая плотность, высокая удельная прочность, высокая коррозионная стойкость, алюминиевые сплавы обладают низкой износостойкостью, ограничивающей их широкое промышленное применение. Значительное улучшение сопротивления износу может быть достигнуто путем модификации поверхности материала. Такая модификация осуществляется за счет увеличения твердости поверхности улучшением микроструктуры, либо формированием композитного материала на поверхности заготовки путем внедрения в нее армирующих частиц. Одним из способов создания металломатричного композита является обработка трением с перемешиванием (ОТП). Суть метода в том, что в пластине заготовки вырезают одну или несколько канавок, которые заполняют армирующими частицами. Затем вращающийся инструмент, состоящий из заплечика и штифта, перемещается по поверхности заготовки, жестко прижатой к подложке. При этом заплечик плотно прилегает к заготовке, а штифт погружается в нее. Вращение и линейное перемещение инструмента по поверхности заготовки увеличивает температуру и размягчает металл на прилегающих участках, что способствует перемешиванию материала.

Основными параметрами процесса, влияющими на тепловыделение, течение материала, силы и другие характеристики, являются линейная скорость ОТП, частота вращения инструмента, усилие прижатия инструмента, угол наклона инструмента и его геометрия. Экспериментальное определение оптимального соотношения параметров процесса весьма трудоемко и ведет к увеличению материальных затрат. Поэтому для выбора оптимальных параметров ОТП целесообразно использовать компьютерное моделирование, которое позволяет значительно снизить стоимость изготовления дорогостоящего специального инструмента [1,2].

В работе проведено трехмерное конечно-элементное моделирование процесса ОТП листовых заготовок из алюминиевого сплава АМг6 с армирующими частицами TiO_2 в программной среде ABAQUS с целью выбора эффективных параметров процесса, а именно, линейной скорости и частоты вращения инструмента, а также геометрии и числа канавок, на основе расчета полей распределения температуры.

По результатам моделирования установлено оптимальное сочетание частоты вращения и скорости перемещения инструмента, которое позволяет обеспечить выделение тепла, необходимое для прохождения реакций с образованием интерметаллидных соединений.

Литература

1. Akhunova A.Kh., Imayev M.F., Valeeva A.Kh. Influence of the pin shape of the tool during friction stir welding on the process output parameters // Letters on materials. 2019. Т. 9. № 4 (36). С. 456-459.
2. Валеева А.Х., Ахунова А.Х., Кабирова Д.Б., Имаев М.Ф., Фазлыахметов Р.Ф. Влияние длины наконечника инструмента на упрочнение алюминиевого сплава д16 при обработке трением с перемешиванием // Письма о материалах. 2021. Т. 11. № 2 (42). С. 119-124.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ОБРАЗЦОВ, ИМИТИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТЫ ЛОПАТКИ И ДИСКА, ИЗ РАЗНОИМЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Ахунова А.Х., Валитов В.А., Галиева Э.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
akhunova.a.a@gmail.com

Одним из основных материалов, используемых в авиадвигателестроении, являются жаропрочные сплавы на основе никеля. Подготовленная для образования физического контакта между заготовками структура должна быть однородной и мелкозернистой, чтобы обеспечить деформацию микронеровностей на контактных поверхностях заготовок в режиме сверхпластичности. Процесс получения мелкозернистой структуры в объемных заготовках из труднодеформируемых никелевых сплавов связан со значительной трудоемкостью и энергоемкостью. Поэтому при СД массивных объемных заготовок перспективным является использование тонких прослоек с мелкозернистой или ультрамелкозернистой структурой микроструктурой [1].

В данной работе методами конечно-элементного моделирования исследован процесс сварки давлением образцов, имитирующих элементы лопатки и диска, через прослойку. Исследования выполняли на примере интерметаллидных жаропрочных сплавов ЭП975 в крупнозернистом состоянии (элемент лопатки), ЭП975 с мелкозернистой микроструктурой типа микродуплекс (прослойка) и ВКНА-25 с монокристаллической структурой (элемент диска). Общий вид конечно-элементной модели образцов представлен на рис. 1. Рассматривалась различная толщина прослойки: 0,25; 0,5; 1, 2 и 3 мм.

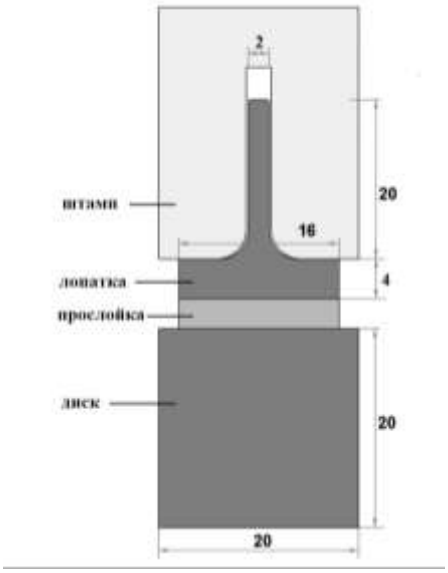


Рис. 1. Конечно-элементная модель образцов, имитирующих элементы лопатки и диска

Сварка проводилась в изотермических условиях при температуре 1125 °С и начальной скорости деформации 10-4 с-1 в течении 4 мин. Исследовано распределение средних, осевых и сдвиговых компонент напряжений, а также пластическая и сдвиговая деформация в области сварного соединения. Показано, как влияет толщина прослойки на напряжено-деформированное состояние в области сварного соединения и пластическую деформацию прослойки.

Установлено, что с уменьшением исходной толщины прослойки напряженно-деформированное состояние в образцах становится более неоднородным - растет эквивалентная деформация, появляются новые очаги локализации максимальных сдвиговых деформаций, увеличиваются осевые и сдвиговые напряжения, что в совокупности обеспечивает активацию соединяемых поверхностей и благоприятно влияет на образование физического контакта.

Литература

1. А.Х. Ахунова, С.В. Дмитриев, Э.В. Галиева, В.А. Валитов. Моделирование сварки давлением разнородных жаропрочных сплавов через ультрамелкозернистую прокладку // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12. № 3. С. 289-292.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ОСИ РАСТЯЖЕНИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ

Бикбаев Р.М.[1*], Palani I.A.[2], Реснина Н.Н.[1], Беляев С.П.[1], Mani Prabu S. S.[2], Manikandan M.[2], Jayachandran S.[2], Sahu Anshu[2]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия,
[2]Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore,
Indore, INDIA
BikbaevRM@yandex.ru

В образцах сплава TiNi полученных аддитивными методами WAAM при затвердевании расплава в каждом слое образуются столбчатые зерна. Форма и размер зерен, образующихся при кристаллизации, зависит от условий их роста, главным образом, от скорости и направления теплоотвода. При производстве массивных деталей, состоящих из нескольких рядов в слое, отвод тепла может происходить в нескольких направлениях, что оказывает влияние на структуру образцов. Поскольку функциональные свойства образцов сплава TiNi определяются его структурой, то можно ожидать, что образцы, вырезанные из массивной детали в различных направлениях, будут демонстрировать различные функциональные свойства. В связи с этим, целью данной работы явилось исследование влияния ориентации оси растяжения образцов по отношению к массивной заготовке на функциональные свойства сплава TiNi, полученного послойной электродуговой наплавкой.

Массивный трехслойный образец сплава TiNi синтезировали на титановую подложку методом электродуговой послойной наплавки, в котором в качестве расходуемого электрода выступала проволока сплава $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ диаметром 1,2 мм. Каждый слой состоял из 5 рядов в одной плоскости. Массивный образец разрезали на пластины по трем взаимно ортогональным направлениям, таким образом, что одно направление совпадало с направлением роста образца (плоскость А), другие - с направлением наплавки в пределах одного слоя (плоскость В) или всех слоев (плоскость С). Из пластин толщиной 0,9 мм вырезали образцы, ширина и длина рабочей части которых составляла 1 и 6 мм, соответственно. Из каждой пластины вырезали три типа образцов под углами 0^o, 45^o и 90^o относительно направления роста образца. Образцы отжигали при температуре 450 ^oC в течение 10 часов. Исследовали эффект памяти формы после предварительного деформирования в мартенситном состоянии до различной деформации.

Результаты показали, что в плоскости А различия обнаружены в образце, вырезанном под углом 0 градусов, в котором максимальная обратимая деформация, обратимая память формы и деформация до разрушения была выше, чем в образцах, вырезанных под углами 45 и 90 градусов. В образце, вырезанном под углом 90 градусов, протяженность плато переориентации была значительно меньше, чем в образцах, вырезанных под углами 0 и 45 градусов. В плоскости С различия обнаружены в образце, вырезанном под углом 0 градусов. В этом образце предел переориентации был ниже, протяженность плато больше, а максимальная обратимая деформация, эффект обратимой памяти и деформация до разрушения больше чем в образцах вырезанных под углами 45 и 90 градусов. В плоскости В различия обнаружены только в образце, вырезанном под углом 90 градусов, максимальная деформация до разрушения, обратимая деформация и обратимая память формы были значительно ниже, чем в образцах, вырезанных под углами 0 и 45 градусов. Таким образом, можно заключить, что ориентация образцов оказывает влияние на функциональные свойства, что связано, как с различием в структуре образцов, так и с направлением деформирования образцов относительно вытянутой оси столбчатых зерен.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РНФ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, ОСОБЕННОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ 20Х3 И 20Х3М ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА

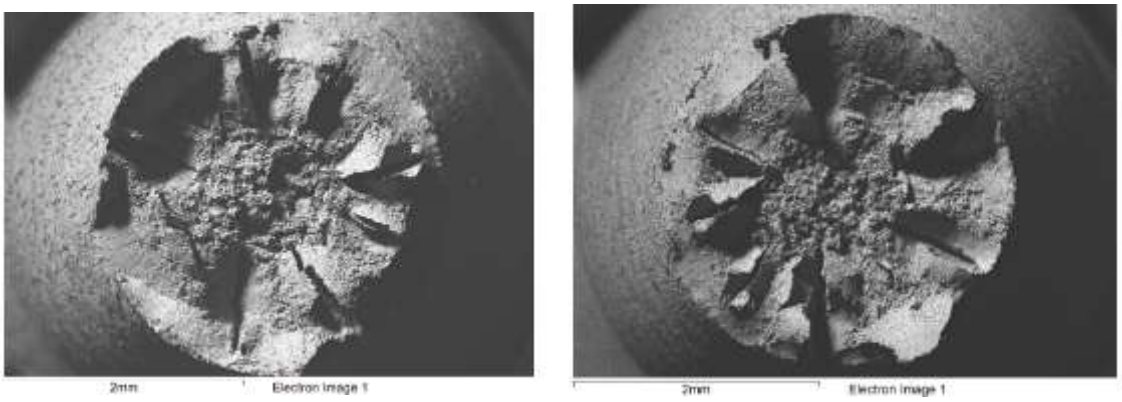
Д.С. Култышева [1], А.Б. Овсянников [1], О.В. Селиванова[1], В.А. Хотинов[1]

[1]*Институт новых материалов и технологий УрФУ, Екатеринбург*
sov23@mail.ru

Наиболее распространенным видом термической обработки сталей является закалка и отпуск. При назначении параметров отпуска необходимо учитывать температурные интервалы проявления отпускной хрупкости первого и второго рода. Для увеличения трещиностойкости стали можно использовать как термическую обработку по оптимальным режимам, так и легирование [1].

Целью работы явилось исследование образцов сталей 20Х3 после 20Х3М после закалки от 900 °С и отпуска в интервале температур 450…650 °С с последующим охлаждением в воде или на воздухе.

Методом макроанализа установлено, что в изломе исследуемых сталей после испытаний на растяжение существует три зоны разрушения: волокнистая зона L_B (в центре) и губы среза λ (на периферии образца), разделенные радиальной зоной L_R, имеющей участки хрупкого и вязкого излома [2]. Установлено, что параметры отпуска существенно влияет на размеры этих зон.



а б

Рис. 1. РЭМ изображение образцов сталей 20Х3 (а) и 20Х3М (б) после термообработки (закалка t = 900 °С; $t_{отп}$ = 650 °С; $\tau_{выд}$ = 1 ч; воздух)

Обнаружено, что уровень ударной вязкости в стали 20Х3 после закалки и отпуска $t_{отп}$= 650 °С с охлаждением на воздухе составляет 145 Дж/см^2. Ускоренное охлаждение в воде приводит к повышению уровня ударной вязкости до 180 Дж/см^2. В стали 20Х3М (0,18 масс. % Mo) термообработка по тем же режимам обеспечивает KCU = 195 Дж/см^2, при этом среда охлаждения с температуры отпуска 650 °С не влияет на уровень ударной вязкости.

Литература

1. Лахтин М.Ю. Металловедение и термическая обработка металлов: М.: Металлургия, 1983. 359 с.
2. Феллоуза Дж. Фрактография и атлас фрактограмм. Справ. изд.: Пер. с англ. Под ред. М.: Металлургия, 1982, 489 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Mg-Zr ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ИТТЕРБИЕМ

Р.Ю. Барков, А.Г. Мочуговский, А.В. Михайловская, А.В. Поздняков

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
e-mail: mochugovskiy@mail.ru

Сплавы системы Al-Mg обладают удачным сочетанием высокой коррозионной стойкости, низкой плотности и хороших механических характеристик, ввиду чего нашли широкое применение в авиа- и автомобилестроении. Однако развитие современной промышленности сопряжено с появлением новых конструкторских и технологических решений, реализация которых невозможна без усовершенствования используемых материалов. Одной из наиболее актуальных задач в области алюминиевых сплавов и, в частности, сплавов Al-Mg, является повышение их механических характеристик при комнатной и повышенных температурах. Наиболее зарекомендовавшим себя способом повышения прочностных характеристик алюминиевых сплавов является легирование их малыми добавками Zr и Sc. Эти элементы способны образовывать с алюминием аномально пересыщенный твердый раствор при кристаллизации слитков с повышенными скоростями охлаждения. Распад такого раствора при термической обработке сопряжен с образованием наноразмерных частиц, дисперсоидов, интерметаллической фазы со структурным типом $L1_2$ и стехиометрией $Al_3(Sc,Zr)$, которые повышают прочностные характеристики алюминиевых сплавов в широком интервале температур. Однако скандий является дорогостоящей добавкой, существенно снижающей экономическую целесообразность использования подобных сплавов для реализации ряда проектов. Таким образом, полная или частичная замена скандия на более дешевые аналоги является актуальной задачей. Среди наиболее перспективных аналогов скандия можно выделить иттербий (Yb), атомы которого замещают атомы Sc и/или циркония в $L1_2$ дисперсоидах и повышают их термическую стабильность.

Данная работа посвящена исследованию структуры и свойств сплава Al-4.5Mg-0.15Zr-0.14Yb. Модельный слиток сплава был получен наполнительным литьем в медную водоохлаждаемую изложницу со скоростью охлаждения 15 К/с. Температура расплава перед разливкой составляла 800 °С. Отжиг литых слитков осуществляли в интервале температур 300-400 °С. Из слитков посредством термомеханической обработки (ТМО) получены листы толщиной 1 мм. ТМО включала горячую прокатку при температуре 350 °С и холодную прокатку при комнатной температуре с обжатиями 50 % и 85 %, соответственно.

Размер зерна в литом состоянии в сплаве составил примерно 250 мкм. Помимо алюминиевого твердого раствора в микроструктуре обнаружены интерметаллидные включения, обогащенные магнием и иттербием. Отжиг слитков при температурах 300-400°С не приводил к существенному росту твердости. При анализе в просвечивающем электронном микроскопе в сплаве после отжига выявлены локальные ориентированные участки с размером 3-5 нм и $L1_2$ структурой. Помимо равноосных выделений в структуре вблизи границ зерен выявлены характерные для прерывистого распада вытянутые частицы со структурным типом $L1_2$. Рекристаллизация в сплаве начинается примерно при температуре 250°С. Полученные листы в деформированном состоянии имеют предел текучести 373±3 МПа. Отжиг листов в течение 1 ч при температурах 100, 200 и 300 °С приводил к снижению предела текучести примерно на 30, 100 и 240 МПа, соответственно по сравнению с исходным деформированным состоянием.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-33-70170\19

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ИПД КРУЧЕНИЕМ НА IN SITU НАПРЯЖЕНИЕ СДВИГА ПРИ СОВМЕСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЗОЛОТА И КОБАЛЬТА

Т.П. Толмачев [1,2], В.П. Пилюгин [2,3], А.М. Пацелов [2]

[1]*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург*
[2]*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*
[3]*Уральский федеральный университет, Екатеринбург*
tolmachev@imp.uran.ru

Компоненты системы ограниченной растворимости Au-Co, подвергались обработке ИПДК с целью их механосплавления. Во время обработки производилась запись момента кручения от времени деформации, которые в дальнейшем переводили в зависимость напряжение сдвига от величины деформации.

В сравнении зависимостей напряжения сдвига с данными отдельно Au и Co, наблюдалась стадия, связанная с деформационно-обусловленным взаимодействием компонентов помимо одновременного их измельчения до ультрамелкозернистого состояния. В то же время зависимости напряжения сдвига отдельно деформируемых компонентов после резкого, почти линейного роста, выходят на стадию насыщения деформационно-индуцированных превращений. Изменение термобарических условий ИПД (снижения первых до криогенных и увеличения вторых) приводит к увеличению сопротивления деформации формирующегося сплава. В условиях комнатной температуры рост давления приводит к увеличению значений напряжения сдвига, хотя стадийность структурных превращений изменяется мало. Снижение температуры ИПДК приводит к возрастанию значений напряжения сдвига, т.к. система производит большее сопротивление деформации за счет смены деформационных механизмов формирования ультрамелкозернистых структур и активации диффузии под напряжением. На рисунке представлены данные съемок момента кручения при 6 ГПа: качественно вид кривой практически не изменился, и выход на насыщение происходит при близких значениях величины деформации.

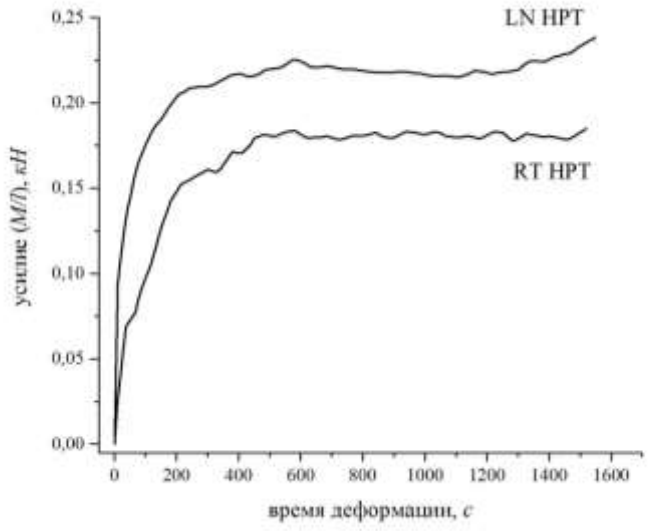


Рис. 1. Усилие на динамометре от времени ИПДК: LN HPT - криорежим; RT HPT - режим при комнатной температуре

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-60039 и в рамках Государственного задания Министерства образования и науки РФ. Получение и обработка материалов производились на базе ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург.

PREPARATION AND PROPERTIES OF GRAPHENE REINFORCED COPPER MATRIX COMPOSITE CONSOLIDATED BY HOT PRESS TECHNIQUE

P.V. Trinh[1], D.D. Phuong[1], A.A. Shtertser[2], V.Y. Ulianitsky[2]

[1]*Institute for Materials Science, Vietnam Academy of Science and Technology, Hanoi, Vietnam*
[2] *Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Lavrentyev Ave. 15, Novosibirsk, 630090, Russia*
trinhpv@ims.vast.vn

Cu matrix composites reinforced by graphene (Gr) have been attracted enormous interest among researchers globally due to their improved properties as well as high potential applications in many fields. However, the most challenge in the preparation of the composites is how to disperse uniformly Gr in the Cu matrix, it is rather difficult because they tend to agglomerate into clusters within the matrix. Many dispersion techniques have been studied and developed in order to improve the uniform dispersion of Gr in the metal matrix such as mechanical alloy, polyester binder-assisted mixing, nanoscale dispersion, spray, and in-situ dispersion etc.... In this work, the effect of the different dispersion methods on the properties of graphene reinforced Cu matrix (Gr/Cu) composite was investigated. The composite powder was prepared by two different methods including mechanical alloy (MA) and nanoscale dispersion (ND) and then consolidated by hot press technique. The composite powder mechanically alloyed from elemental powders has shown a less uniform dispersion than that prepared by ND method. Moreover, the structure of Gr of the composite powder prepared by MA was significantly damaged after the milling and mixing process. Consequently, the Gr/Cu composite prepared by ND exhibits better mechanical properties. The strengthening effect of the prepared composites was quantified by using several strengthening mechanisms including grain boundary strengthening, dislocation strengthening and load transfer via microstructure parameters. Besides, the tribological properties of the composites were also presented and discussed.

Keywords: graphene, copper matrix composite, mechanical alloy, nanoscale dispersion, mechanical properties.

Acknowledgements

This study was partially funded by Vietnam Academy of Science and Technology under project QTRU01.04/2020-2021 and Russian Foundation for Basic Research and Vietnam Academy of Science and Technologyaccording to the research project No 20-53-54001.

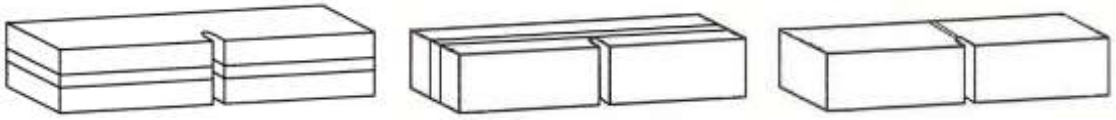
ХАРАКТЕРИСТИКИ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДИФФУЗИОННО-СВАРНОГО ТРЕХСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Саркеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
sarkeevaaigul@gmail.com

Двухфазный титановый сплав ВТ6 широко применяется для изготовления многослойных полых конструкций методами совмещения диффузионной сварки и сверпластической формовки. В процессе эксплуатации данные конструкции могут подвергаться действию различных нагрузок, в том числе и ударной. Механическое поведение материала при ударном нагружении зависит от множества факторов, среди которых следует выделить наличие поверхностей твердофазного соединения (ТФС) и свойства исходного материала. Известно, что ударная вязкость являясь функцией и прочности, и пластичности есть одна из наиболее чувствительных к анизотропии характеристик [1]. К тому же многослойные конструкции изготавливаются из промышленного проката, который характеризуется анизотропией свойств в силу наличия металлографической и кристаллографической текстур [2-3].

Ударная нагрузка в многослойной конструкции может действовать различным образом относительно поверхностей соединений. Поэтому в данной работе были исследованы три вида трехслойных образцов: Р-образец (линия надреза расположена перпендикулярно поверхности ТФС); Т-образец (линия надреза расположена параллельно поверхности ТФС); В-образец (линия надреза расположена вдоль поверхности ТФС). Образцы вырезали из плит, соединенных диффузионной сваркой через промежуточный лист при температуре 900 ^{0}С. Подробная методика диффузионной сварки описана в [4]. Материалом плит и листа являлся титановый сплав ВТ6. Для сравнения были испытаны также монолитные образцы. Все исследования были проведены на образцах, вырезанных в двух взаимно-перпендикулярных направлениях.



Р-образец а | Т-образец б | В-образец в

Рис. 1. Вид образцов для испытаний на ударный изгиб

Результаты исследований показали, что наименьшей ударной вязкостью обладает В-образец, а наибольшей Т-образец. Повышенное сопротивление разрушению у Т-образца связано с более высокой работой распространения трещины, которая также выше работы зарождения. Работа распространения трещины минимальна у В-образца. Для Р-образца работа зарождения и распространения трещины находятся на одинаковом уровне. Стоит отметить, что Т- и В- образцы по сравнению с Р-образцом характеризуются небольшой анизотропией ударной вязкости.

Литература

1. П.Г. Микляев, Я.Б. Фридман. Анизотропия механических свойств металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
2. M. J. Philippe, E. Bouzy, J.J. Fundenberger. // Mater. Sci. Forum. 1998. Vols. 273-275. P. 511-522.
3. С.Я. Бецофен, А.А. Ильин, С.В. Скворцова, Филатов А.А., Дзунович Д.А. // Металлы. 2005. № 2. С. 54-63.
4. А.А. Круглов, А.А. Саркеева, Р.В. Сафиуллин, Р.Я. Лутфуллин // Перспективные материалы. 2013. Спец. выпуск. №15. С. 58-61.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПРИ СВАРКЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРУБНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА HP40NbTi

М.А. Фролов[1,2*], **Ю.А. Беликова**[1,2], **М.Д. Фукс**[2], канд. техн. наук, **С.Ю. Кондратьев**[1], д-р техн. наук

[1] *Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург, Россия*

[2] *Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», г. Санкт-Петербург, Россия*

На сегодняшний день жаропрочные аустенитные сплавы HP40NbTi на основе системы Fe-25Cr-35Ni, модифицированные ниобием и титаном, являются основными материалами в нефтехимической и нефтеперерабатывающей промышленности для изготовления элементов змеевиковых систем пиролизных установок [1-3]. Ввиду предельных значений скоростей, давлений, температур перемещаемых горючих продуктов, сплавы работают в чрезвычайно сложных условиях одновременного воздействия температур, с локальным перегревом до 1200 °С, внешних нагрузок и агрессивной коррозионной среды.

Срок службы оборудования, изготовленного из этих сплавов, как правило, рассчитан на 100 000 ч., подразумевающий моральный износ или снижение эффективности оборудования, тем не менее, фактический срок службы составляет 30 000-60 000 ч. [3-6].

В настоящей работе приведены результаты детального анализа структуры на макро- и микро- уровнях и исследование влияния сварки на механические свойства сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi.

Исследование микроструктуры и фазового состава сварного соединения проводили методами световой и электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Установлено, что структура сварного соединения характеризуется выраженной качественной и количественной неоднородностью, значительно различаясь по дисперсности, морфологии и соотношению структурных составляющих, химическому составу фаз в основном металле, зоне термического влияния и металле шва.

Выявлено образование сегрегаций кремния вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома, а также образование интерметаллидной G-фазы на границе включений карбидов и матричной γ-фазы в зоне термического влияния.

Определение кратковременных и длительных механических свойств сварного соединения показало, что выявленные структурные изменения, протекающие при сварке труб, приводят к снижению работоспособности сплава в зоне термического влияния.

Литература

1. Орыщенко А.С.. Жаростойкие жаропрочные сплавы [Текст] / А.С. Орыщенко — СПб.: Наука, 2011. — 191 с.

2. Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н. Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 0.45C-26Cr-33Ni-2Si-2Nb при температурах эксплуатации. Сообщение 2. Влияние высокотемпературной выдержки // Научно-технические ведомости СПбГПУ. 2012. № 1–1 (147). С. 217-228.

3. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур: Справочник в двух книгах. Книга 1. М.: Металлургия, 1991.–384 с.

4. Bonaccorsi L., Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A. Damage analysis in Fe-Cr-Ni centrifugally cast alloy tubes for reforming furnaces // Engineering Failure Analysis. 2014. V. 36. P. 65-74.

5. Рудской А.И., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 1// Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 1 (703). С. 3-8.

6. Рудской А.И., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Орыщенко А.С., Фукс М.Д. Механизм и кинетика фазовых превращений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при длительных высокотемпературных выдержках. Часть 2 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 3 (705). С. 12-19.

ПРОТЯЖЕННЫЕ ДЕФЕКТЫ В НАНОЧАСТИЦАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

А.М. Мурзакаев

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург
Amurzak@mail.ru

Недоокисленные материалы состоят из областей со структурой стехиометрического оксида и с плоскостями кристаллографического сдвига (КС), которые представляют собой пластинчатые области кристалла с другой структурой и составом с дефицитом кислорода в этих КС-плоскостях. Традиционно структуры КС исследуют методами рентгенофазового анализа (РФА). Исследования нанопорошков затруднены из-за расширения пиков рассеяния рентгеновского излучения. При изучении методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения (ПЭМВР) изображения структуры имеют вид параллельных полос. У совершенного кристалла расстояния между полосами одинаковы. На изображении плоскостей КС наблюдается нерегулярность в расположении полос - структура уплотнена и расстояния между атомами меньше. Если кристаллическая структура одного из членов ряда определена с помощью РФА, то можно установить структуры других членов ряда по результатам электронной микроскопии.

При детальном изучении структуры и фазового состава методом ПЭМВР установлено, что наночастицы порошков, получаемых физическими методами, имеют сложные по структуре скопления дефектов. Было обнаружено, что наряду с точечными дефектами и дислокациями имеются дефекты КС не только в оксидных материалах, но и в нитридах, сульфидах, фторидах (материалы).

Материалы, считавшиеся однородными, в действительности на наноуровне обладают гетерогенной структурой. Картины ПЭМВР являются прямым экспериментальным доказательством гетерогенности на нанометровом уровне. Причинами их появления могут быть следующие процессы:

- в материалах, претерпевающих при охлаждении фазовые переходы, зародыши низкотемпературного состояния могут присутствовать уже в высокотемпературной модификации. В материалах, устойчивых при высокой температуре, но пересыщающихся и выделяющих вторую фазу при охлаждении, уже в высокотемпературном состоянии существуют мельчайшие зародыши выделений второй фазы (образование фаз Судзуки).
- дефекты Уодсли (хаотически распределенные, неупорядоченные КС-плоскости) - это яркие примеры микрогетерогенности. Они отличаются и по структуре, и по составу от остальных областей материала, в котором они содержатся. Были выявлены зоны, слегка различающиеся по составу, а также срастания двух или большего числа фаз в пределах одного кристалла Определение понятия фазы вызывает затруднения при учете существования дефектов Уодсли. Причина этих затруднений связана с тем, что даже минимальное изменение состава могут приводить к различной структурной организации дефектов.

Принципиально возможно существование структур, построенных с помощью трех наборов взаимно ортогональных плоскостей КС, и следовательно блоков структуры, не подвергшейся восстановлению, имеющих конечный и малый размер во всех трех измерениях.

РАЗВОДОРАЖИВАНИЕ ЧЕШУЙКИ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Н.Г. Апкадирова [1], К.А. Крылова [1,2]

[1]*Башкирский государственный университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
apkadirovanerkes@gmail.com

Интерес к исследованию скомканных тонких листов графена в качестве среды для хранения и транспортировки водорода связан с большой площадью удельной поверхности и высокой скоростью адсорбции газов [1,2]. Известно, что наибольшая сорбция водорода углеродными структурами различной конфигурации достигается при криогенных температурах. Однако на накопление водорода также оказывает влияние изменение структурных параметров, например, увеличение площади удельной поверхности за счет увеличения диаметра нанотрубки приводит к росту количества адсорбированного водорода [1]. Однако до сих пор недостаточно изучен процесс накопления водорода углеродной структурой в зависимости от количества Н, помещенного в единичную чешуйку скомканного графена (СГ).

В работе с помощью молекулярно-динамического моделирования исследуется поведение чешуйки графена, заполненного разным количеством атомов водорода – 21 и 78 атомов. Показано, что лучшая сорбция молекул водорода достигалась на поверхности чешуйки скомканного графена при 77 К за счет дисперсионных сил Ван-дер-Ваальса. При нагреве до 300 К наблюдалось быстрое высвобождение молекул водорода из структуры СГ. Связано это с тем, что рост температуры приводит к раскрытию графеновой чешуйки и к возрастанию температурных колебаний атомов, разрушающих силы взаимодействия между углеродной структурой и H_2. При этом размер нанокластора атомов водорода должен быть выбран с учетом величины удельной площади поверхности графеновой чешуйки, чтобы добиться максимально возможной сорбции. Поскольку молекулы водорода стараются занять определенные энергетически выгодные места на поверхности графена, тем самым обеспечивая минимально возможное энергетическое состояние всей структуры.

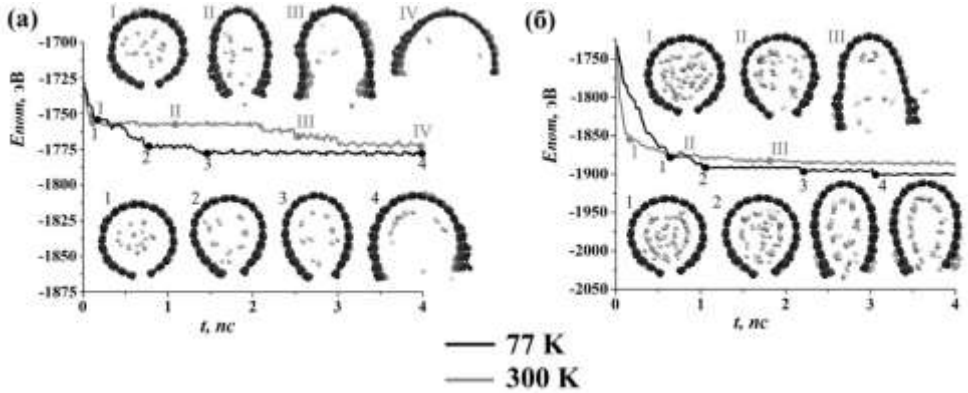


Рис. 1. Зависимость потенциальной энергии от времени воздействия для двух типов нанокластеров водорода: (а) 21 атом, (б) 78 атомов. Черная линия – 77 К; серая линия – 300 К

Литература

1. C.D. Wu, T.H. Fang, J.Y. Lo. Effects of pressure, temperature, and geometric structure of pillared graphene on hydrogen storage capacity // International Journal of Hydrogen Energy. 2012. №37. P. 14211–14216.
2. K.A. Krylova, J.A. Baimova, I.P. Lobzenko, A.I. Rudskoy. Crumpled graphene as a hydrogen storage media: Atomistic simulation // Physica B: Condensed Matter. 2020. 583. 412020.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ И ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ

А.А. Чуракова[1,2], Э.М. Каюмова[3], Д.В. Гундеров[1,2]

[1]*Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[3] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
churakovaa_a@mail.ru

Сплавы NiTi с памятью формы демонстрируют превосходные характеристики, такие как эффект памяти формы и сверхупругость [1-3]. Несоответствие объемов B2/B19' фаз при превращении приводит к генерации дислокаций и пластической деформации [4–12]. Необратимая пластическая деформация накапливается при циклическом фазовом превращении, что приводит к снижению функциональных свойств (функциональная усталость) [6,8]. В качестве исследуемого материала был выбран сплав $Ti_{49.0}Ni_{51.0}$. Термоциклирование (ТЦ) образцов в различных исходных состояниях проводили следующим образом: охлаждение в жидком азоте (−196 °C), нагрев – до температуры 150 °C. Количество циклов от 0 до 100. Тонкую структуру материала исследовали с помощью просвечивающего микроскопа JEOL JEM-2100. Механические испытания на растяжение проводились на небольших образцах при скорости растяжения 0,24 мм/мин. По результатам механических испытаний на растяжение КЗ+ТЦ n=20 приводит к увеличению предела текучести, что связано с образованием и накоплением дислокаций. Увеличение количества циклов до n=100 привело к небольшому снижению предела текучести, что может быть связано с эффектом насыщения при ТЦ. Последующее старение при T=400 °C после ТЦ n=20 показало, что предел текучести увеличивается, что связано с распределением частиц на дислокационных сетках, образовавшихся в процессе ТЦ. Значительное уменьшение при n=100 может быть связано с высокой плотностью дефектов и частиц старения, которые приводят к разрушению образцов при более низких значениях предела прочности, затрудняя движение дислокаций.

Авторы выражают благодарность за финансовую поддержку исследования, предоставленную Российским научным фондом в рамках проекта № 20–72-00075.

Литература

1. K. Otsuka, X. Ren, Prog. Mater. Sci., 50 (2005).
2. K. Yamauchi, I. Ohkata, K. Tsuchiya, S. Miyazaki, *Shape Memory and Superelastic Alloys: Technologies and Applications*, (Woodhead Publishing, Cambridge, UK, 2011).
3. L. Lecce, A. Concilio, *Shape Memory Alloy Engineering for Aerospace, Structural and Biomedical Applications*, (Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 2015).
4. J. Zhang, C. Somsen, T. Simon, X. Ding, S. Hou, S. Ren, X. Ren, G. Eggeler, K. Otsuka, J. Sun, Acta Mater. 60 (2012).
5. M.L. Bowers, X. Chen, M. De Graef, P.M. Anderson, M.J. Mills, Scr. Mater. 78-79 (2014).
6. P. Chowdhury, H. Sehitoglu, Prog. Mater. Sci. 85 (2017).
7. R. Delville, B. Malard, J. Pilch, P. Sittner, D. Schryvers, Int. J. Plast. 27 (2011).
8. Y. Gao, L. Casalena, M.L. Bowers, R.D. Noebe, M.J. Mills, Y. Wang, Acta Mater. 126 (2017).
9. H.M. Paranjape, M.L. Bowers, M.J. Mills, P.M. Anderson, Acta Mater. 132 (2017).
10. A.W. Richards, R.A. Lebensohn, K. Bhattacharya, Acta Mater. 61 (2013).
11. P. Sedmak, P. Sittner, J. Pilch, C. Curfs, Acta Mater. 94 (2015).
12. T. Simon, A. Kröger, C. Somsen, A. Dlouhy, G. Eggeler, Acta Mater. 58 (2010).

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ

А.А. Чуракова[1,2], Э.М. Каюмова[3]

[1]*Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[3] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
churakovaa_a@mail.ru

Материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ) уже нашли широкое применение в медицине в качестве имплантируемых в организм длительно функционирующих материалов. Особый класс сплавов с памятью формы составляют сплавы никеля и титана - сплавы TiNi. Диапазон их применения зависит от температуры мартенситного превращения и механических свойств. Коррозионная стойкость во многом определяется степенью дефектности материала и особенностями имплантации его в организм человека как одного из самых активных носителей агрессивных сред. Ткани представляют сложную биологическую систему, реагирующую на введение имплантата изменением собственной структуры вплоть до физико-механических разрушений. Поэтому важно знать особенности коррозионного поведения; влияющие на биохимическую и биомеханическую совместимость с тканями организма. Одним из лучших медицинских металлических материалов с памятью формы является никелид титана, поверхность, которого предохраняется оксидной пленкой, обусловливающей его высокую коррозионную стойкость в биологических средах. После имплантации TiNi в организм на поверхности оксидной пленки титана адсорбируется кальций и фосфор, приводящие к образованию фосфатной пленки, близкой по составу к апатиту. Такая защита в биологических средах ставит TiNi в особое привилегированное положение. Использование сплавов на основе никелида титана в медицине и технике стимулировало широкие исследования электрохимического поведения и коррозионной стойкости этих материалов в различных агрессивных средах. Защита никелида титана от коррозии, особенно локальной, обусловлена наличием на его поверхности внешнего слоя пленки из оксидов титана, чем плотнее и однороднее по структуре и фазовому составу оксидный слой, тем выше коррозионная стойкость никелида титана и тем ближе он по коррозионным свойствам приближается к титану и сплавам на его основе. Выявлено, что структура оксида титана при малых потенциалах близка к анатазу, а при больших - к рутилу. Основным материалом исследования является двухкомпонентный сплав $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ – при комнатной температуре состояние – аустенит, с крупнозернистой структурой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Проведенные исследования показали, что в активирующих электролитах растворение никелида титана с ультрамелкозернистой структурой облегчено по сравнению с крупнозернистым состоянием. Высокая активность никелида титана с УМЗ структурой объясняется тем, что сплав с УМЗ структурой имеет малый размер зерна и большую протяженность границ, а также высокую плотность дислокаций по границам, что приводит к ускорению процесса растворения при взаимодействии с активирующими электролитами. Выявлено, что растворы 1М серной кислоты после месячной выдержки не изменяются по цвету и каких-либо выделений не обнаружено, в то время как растворы 5М соляной и серной кислоты приобрели фиолетовую, а затем зеленую окраску, что обусловлено преимущественным выделением ионов титана (+4) и никеля (+2).

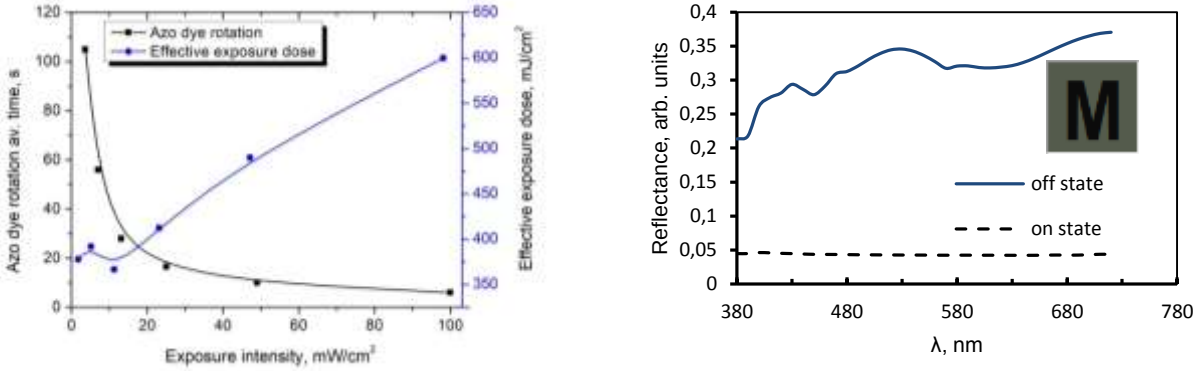
Исследования проведены при поддержке гранта Министерства науки и высшего образования Российской Федерации согласно Соглашения № 075-15-2021-253 от 15.04.2021 г., внутренний номер МК-6202.2021.1.2.

СВЕТОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОПТИЧЕСКИ ПЕРЕЗАПИСЫВАЕМОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ БУМАГИ ПРИ МАЛОМ ВРЕМЕНИ ЭКСПОЗИЦИИ АЗОКРАСИТЕЛЯ

А.А. Кудрейко[1], **В.Г. Чигринов**[2,3]

[1]*Башкирский государственный медицинский университет, Уфа, Россия*
[2]*Московский государственный областной университет, Мытищи, Россия*
[3]*Nanjing Nanhui Intelligent Optical Sensing and Manipulation Research Institute Co. Ltd, 210093 Nanjing, China*
akudreyko@bashgmu.ru

Настоящее сообщение посвящено моделированию светотехнических характеристик оптически перезаписываемой электронной бумаги на основе ранее изученного времени поворота молекулы азокрасителя – фотоориентанта от 0 до 70º (по отношению к плоскости поляризации падающего света, λ=440 нм) при разных интенсивностях излучения. При интенсивности излучения более 50 мВт/см^2, время переориентации молекул азокрасителя составляет менее 10 с (см. рис. 1 (а)) [1]. Следовательно, расчет светотехнических характеристик электронной бумаги при 70º угле закрутки директора нематического жидкого кристалла является актуальной задачей. Авторами работы подобраны оптимальные параметры нематической твист-ячейки в конфигурации для оптически перезаписываемых жидкокристаллических дисплеев.



(а) (б)

Рис. 1. (а) Зависимость времени поворота молекулы азокрасителя SD1 (sulfonic azo dye) от интенсивности света; (б) Спектральная зависимость коэффициента отражения электронной бумаги для светлого и темного состояний (вставка: компьютерно-генерируемое изображение с коэффициентами отражения 0.3285 и 0.0426).

При использовании программы-оптимизатора MOUSE LCD, вычислены оптические характеристики ячейки в режиме электронной бумаги. Сгенерировано 2D-изображение, которое будет отображаться на электронной бумаге (Рис. 1 (б)). Вычисленные значения нормированных коэффициентов отражения находятся в диапазоне от ~0,04 до ~0,33, что сопоставимо с другими коммерческими технологиями [2]. Расчетная контрастность электронной бумаги составила 8:1.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 20-19-00201).

Литература

1. Muravsky A., Murauski A., Li X., Chigrinov V., Kwok H. S. // Journal of the Society for Information Display. 2007. V. 15, P. 267-273.
2. Heikenfeld J., Zhou K., Kreit E., Raj B., Yang S., Sun B., Milarcik A., Clapp L., Schwartz R. // Nature Photonics. 2009. V. 3, P. 292-296.

ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТА ПРЕРЫВИСТОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТРЁХУРОВНЕВОЙ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННОЙ МОДЕЛИ

Ф.С. Попов, Е.А. Чечулина, Д.С. Грибов, П.В. Трусов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
popovfyodor@yandex.ru

Эффект прерывистой пластичности – эффект Портвена – Ле Шателье, наблюдаемый в испытаниях на образцах из сплавов в определенных диапазонах скоростей деформации и температур, проявляется в неустойчивом пластическом деформировании и локализации пластической деформации. Описание данного эффекта требуется для определения режимов обработки, обеспечивающих устранение шероховатости поверхностей изделий, наличие которой ведет к снижению коррозионной стойкости и аэродинамических характеристик.

Все модели описания эффекта ПЛШ можно разделить на двегруппы: (I) модели, основанные на макроскопическом описании деформационных полос, предложенные в работе [1]; (II) модели, основанные на микроскопическом описании динамического деформационного старения с использованием времени старения [3].

Макрофеноменологические модели устанавливают зависимости между параметрами макроуровня, не углубляясь в вопросы эволюции микроструктуры материала, основаны на макроэкспериментах, следовательно, не пригодны для прогнозирования свойств проектируемых материалов. Для корректного описания пластической деформации и ее неоднородности, учета наиболее значимых физических механизмов, определяющих её и сопутствующих ей, необходимо изучать поведение материала на более низких, чем макроуровень, структурно-масштабных уровнях.

Целью работы является построение варианта прямой трёхуровневой модели для описания неустойчивого пластического деформирования в алюминиево-магниевых сплавах при невысоких скоростях деформирования и повышенных температурах с целью описания эффекта Портевена – Ле Шателье. Основным механизмом возникновения данного эффекта принимается деформационное старение. Для описания деформирования конструкции использована трёхуровневая модель, включающая подмодели макроуровня (уровня конструкции), мезоуровня-1 и мезоуровня-2 (структурные уровни кристаллита). На мезоуровне-1 описывается механическое поведение кристаллита, на мезоуровне-2 – эволюция микроструктуры, включая плотности дислокаций и концентрацию примесных атомов. В качестве связи с мезо-1 на уровень мезо-2 передаются действующие на системах скольжения (СС) касательные напряжения, в обратном направлении передаются скорости сдвигов на СС (определяемые с использованием уравнения Орована в скоростях).

Важнейшим элементом модели является подмодель для описания процесса динамического и статического старения, рассматриваемого как результат действия конкурирующих механизмов сбора и сброса атомов примеси краевыми дислокациями. Закон упрочения включает дополнительный член, отвечающий за взаимодействие дислокаций с атомами примесей, ведущего к немонотонному изменению критических напряжений на СС.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования науки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ, проект № FSNM-020-0027), РФФИ и Пермского края (в рамках научного проекта № 20-41-596002).

Литература

1. Kubin L.P., Estrin Y. The Portevin Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate //Acta Metall. – 1985. – Vol. 33. – P. 397–407.
2. MacCormick P.G. The Portevin-Le Chatelier effect in an Al–Mg–Si alloy // Acta Metall. – 1971. – Vol. 19. – No. 5. – P. 463–471.

CORROSION BEHAVIOUR OF TI-NB-CU AND TI-NB-AG POWDER METALLURGICAL ALLOYS AND THEIR POTENTIAL APPLICATION AS BIOMATERIALS

Vinogradova M.[1], Klyatskina E.[1], Segovia F.[1], Vicente Á.[1], Amigó V.[1], Stolyarov V.[2]

[1]*Universitat Politècnica de València, Instituto de Tecnología de Materiales, Valencia, Spain*
[2]*Mechanical Engineering Research Institute RAS, Moscow, Russia*
mavi2@doctor.upv.es

Titanium and its alloys are the most widely used materials to make bone replacement prostheses [1]. In particular, the new titanium β alloys that incorporate elements such as niobium, zirconium and tantalum are the most promising for the manufacture of biomedical implants [2]. Although β alloys with low elastic modulus, high corrosion resistance and great biocompatibility have been obtained, there is still a high rate of inflammation and infection when implanting these materials in the human body [1-2]. Silver and copper are elements with a high bactericidal power, both being used in the field of medicine to avoid infections [3-4]. In this work, the addition of small amounts of silver or copper in the Ti-35Nb alloy is proposed, in different percentages, to avoid the formation of bacterial biofilms on the implants.

In this study, the Ti35Nb alloys with different Cu or Ag weight percentages (X=0, 2, 4 and 6 wt%) were successfully produced by conventional powder metallurgy. All the samples were presented by more than 85% of β-phase Ti, characterized as quite homogeneous materials. However, they still have diffusion problems and high porosity in the sintered alloys. The microstructural characteristics have been obtained by means of X-ray diffraction tests, optical microscopy, and electron microscopy. The mechanical properties of the alloys have been determined by means of impulse excitation, three-point bending and hardness tests.

The work was focused on the study of the electrochemical corrosion of the samples. Corrosion resistance has been analyzed by ion release, electrochemical corrosion, and impedance tests in artificial saliva Fusayama [5] and Hartmann solution of electrolytes (NaCl 5.97 g/L, KCl 0.37 g/L, CaCl2 0.22 g/L, Na lactate 3.25 g/L, pH 6.5). The results obtained were analyzed in comparison with each other and independently.

Ti35NbXAg have superior mechanical properties than Ti35NbXCu while copper-containing alloys demonstrated better corrosion resistance than silver-containing. The release of silver and copper ions greatly reduces the potential bactericidal properties of these alloys, but, however, the content of these metals is quite sufficient to prevent the formation of bacterial biofilms on the materials.

The results obtained from the mechanical, corrosion resistance and ion release tests demonstrate the viability of these Ti35NbXCu and Ti35NbXAg alloys for their possible use as biomedical implants.

Acknowledgement. This work was supported by the Ministerio Español de Ciencia, Innovación y Universidades with Grant RTI2018-097810-B-I00, and the EU through FEDER.

References

1. M. Kaur and K. Singh, Review on titanium and titanium-based alloys as biomaterials for orthopaedic applications, Materials Science & Engineering, 2019, 102, 844–862.
2. K.-L. Ou et al., A promising of alloying modified β-type Titanium-Niobium implant for biomedical applications: Microstructural characteristics, in vitro biocompatibility and antibacterial performance, Journal of Alloys and Compounds, 2017, 697, 231-238.
3. J.-K. Du et. al., Antibacterial Properties and Corrosion Resistance of the Newly Developed Biomaterial, Ti–12Nb–1Ag Alloy, Metals, 2017, 7, 566
4. X. Wang et. al., In vivo antibacterial property of Ti-Cu sintered alloy implant, Materials Science and Engineering, 2019, 100, 38-47.
5. L.N. Miotto et al., Surface properties of Ti-35Nb-7Zr-5Ta: effects of long-term immersion in artificial saliva and fluoride solution, J. Prosthet. Dent., 2016, 116, 102–111.

СТАБИЛЬНОСТЬ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ ПРИ ПОВТОРЯЮЩИХСЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖКАХ ПОД НАГРУЗКОЙ

Е.С. Демидова[1], С.П. Беляев[1], Н.Н. Реснина[1], А.В. Шеляков[2]

[1]*Санкт-Петербургский Государственный университет, Санкт-Петербург*
[2]*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Москва*
lena-demi@yandex.ru

Одним из наиболее перспективных применений сплавов с памятью формы, в частности сплавов на основе TiNi, является их использование в качестве функциональных элементов термомеханических приводов. Такие устройства должны обеспечивать многократные изменения деформации или нагрузки при изменении температуры. Для использования сплавов с памятью формы в термомеханических приводах, сплав необходимо охлаждать и нагревать в температурном интервале мартенситных превращений, который бывает весьма широким. В ряде применений реализация такого режима может оказаться затруднительной или даже невозможной. Решить эту проблему позволяет использование сплавов на основе TiNi с высокой концентрацией дефектов замещения, поскольку в таких материалах может происходить изотермическое мартенситное превращение, которое под нагрузкой сопровождается изменением обратимой деформации. В этом случае для работы термомеханического привода достаточно сплав охлаждать и нагревать в узком температурном интервале с промежуточной выдержкой в течение 10-15 минут. Однако, к настоящему моменту экспериментально исследована лишь возможность изменения деформации при изотермическом образовании ориентированного мартенсита под нагрузкой, а также определены условия, при которых это изменение является максимальным. В то же время, остается неясным, будет ли такое изотермическое изменение обратимой деформации повторяться с циклами, а также как повлияет количество теплосмен и выдержек на максимальную величину изотермической деформации. Исследование этих вопросов и стало целью настоящей работы.

В качестве объекта исследования был выбран сплав $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$, в котором ранее была исследована кинетика изотермического прямого B2→B19′ перехода, а также изучено изменение обратимой деформации при образовании ориентированного мартенсита в процессе выдержки при постоянной температуре под нагрузкой. Максимум изотермической деформации в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ составил 3,5 % и был достигнут в условиях выдержки под нагрузкой 160 МПа при температуре $M_н^\sigma$ – 6 ^oC ($M_н^\sigma$ – температура начала прямого перехода под нагрузкой). Для изучения влияния количества циклов на изотермическую деформацию проводили следующую серию экспериментов: образец под нагрузкой 160 МПа охлаждали до температуры $M_н^\sigma$ – 6 ^oC, выдерживали в течение 20 минут и нагревали до 150 ^oC, после чего повторяли описанную процедуру несколько раз.

Показано, что изотермическое увеличение обратимой деформации повторялось в каждом цикле, более того величина деформации, накопленной за 20 минут выдержки, оставалась постоянной и не зависела от номера цикла. Таким образом, можно заключить, что изотермическое изменение деформации в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ является стабильным, а потому данный материал можно успешно использовать в качестве функционального элемента термомеханического привода, работающего в узком температурном интервале.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 18-19-00226-П).

ВЛИЯНИЕ РКУП И ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Деркач М.А.[1], Шереметьев В.А.[1], Чуракова А.А.[2], Гундеров Д.В.[2], Рааб Г.И.[2], Прокошкин С.Д.[1]

[1]*НИТУ «МИСиС», Россия, Москва*
[2] *«УГАТУ», Россия, Уфа*
mihailder7788@gmail.com

Известно, что радикальное повышение прочностных характеристик металлов и сплавов может быть достигнуто путем формирования наноструктурного состояния методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Ранее данные методы, в частности метод равноканального углового прессования (РКУП), уже доказали свою эффективность для повышения механических свойств титана и ряда обычных титановых сплавов медицинского применения. Однако исследование влияния РКУП на процессы структурообразования и комплекс функциональных свойств сплавов с памятью формы (СПФ) системы Ti-Zr-Nb, отличающихся содержанием только биосовместимых элементов и проявляющих сверхупругое поведение, до настоящего времени не проводили. Проведение комплексного исследования закономерностей формирования микроструктуры и установление ее взаимосвязи с механическим поведением и функциональными характеристиками СПФ Ti-Zr-Nb являлось задачей данной работы.

Слиток сплава Ti-18Zr-15Nb (ат. %), массой 15 кг, получен методом вакуумного дугового переплава. Далее слиток подвергли мультиосевой ковке при температурах 800-1000 °С. РКУП проводили при 200 °С, используя заготовки длиной 90 мм, на оснастке с диаметром канала 20 мм и углом пересечения 120°. Количество проходов прессования составляло 2, 3 и 4 (n=2, 3, 4). Низкая температура процесса выбрана для обеспечения деформации в однофазной β области. Последеформационный отжиг (ПДО) был проведен в защитной атмосфере аргона с быстрым охлаждением в воде в диапазоне температур 300 - 550 °С. Для ПДО при температуре 550 °С время отжига варьировали в интервале 1 - 60 мин. Фазовое состояние сплава изучали методом рентгеноструктурного анализа. Статические и функциональные испытания на растяжение до разрушения проводили при комнатной температуре на плоских образцах сечением 1×1,5 мм с длиной рабочей части 30 мм. Функциональные циклические испытания на растяжение проводили по схеме: «деформация на 1% - разгрузка» с накоплением деформации в цикле до разрушения.

Анализ данных рентгеноструктурного анализа показывает, что основной фазовой составляющей во всех случаях является ОЦК β-фаза. После РКУП, помимо основной β-фазы, также наблюдаются слабые дифракционные линии вторичной фазы α''-мартенсита. Ширина рентгеновской линии β-фазы резко увеличивается после РКУП, указывая на увеличение плотности дефектов. Однако, РКУП n=4 не способствует дополнительному субструктурному упрочнению и не влияет на увеличение ширины линий β-фазы. В наиболее упрочненном состоянии материал находится после отжига при температуре 400 °С (30 мин) (HV = 342, $\sigma_в$ = 1018 МПа) вследствие упрочнения от выделения α- и ω-фаз. Наиболее совершенное сверхупругое поведение сплава достигается после ПДО при 525-550 °С. Показано, что сплав после РКУП (n=3)+ПДО 550 °С (2,5 мин) демонстрирует наиболее высокую величину максимальной сверхупругой обратимой деформации (ε_r^{SE} = 3,13%). Повышение времени ПДО при 550 °С выше 5 минут приводит к ухудшению характеристик функционального сверхупругого поведения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 20-63-47063).

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА СТАЛИ 32Г2ФА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

А.Б. Овсянников [1], А.А. Андреев [1], И.В. Мякотина[2], В.А. Хотинов[1], О.В. Селиванова[1]

[1]*Институт новых материалов и технологий УрФУ, Екатеринбург*
[2]*АО «Волжский трубный завод», Волжский*
sov23@mail.ru

Дилатометрический анализ позволяет определять положение критических точек, изучать кинетику фазовых превращений в широком диапазоне температур и скоростей нагрева и охлаждения стали [1]. Для корректного выбора наиболее рационального режима термической обработки трубных сталей важное значение имеет информация о положении критических точек, устойчивости переохлажденного аустенита в разных температурных интервалах [2].

В работе исследованы образцы среднеуглеродистой трубной стали 32Г2ФА после термомеханической обработки. Проведен анализ кинетики распада аустенита в интервале скоростей 0,5…60 ℃/с от различных температур аустенитизации. Определены критические точки Ac_1 и Ac_3.

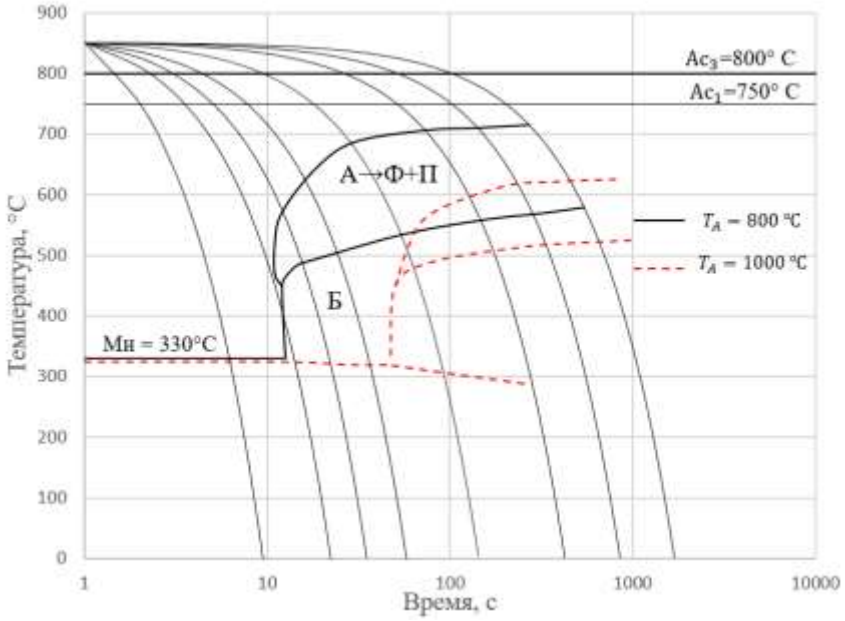


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита при разных температурах аустенитизации

Дилатометрический анализ показал, что увеличение температуры аустенитизации с T_A= 850 °С до T_A= 1000 °С ведет к снижению верхней критической скорости закалки с 50 °С/с до 15 °С/с, а также к снижению температур образования аустенита по первой ступени ($\Delta T_{I\,ст}$= 90…100 °С) и температур образования диффузионно-сдвиговых продуктов распада ($\Delta T_{II\,ст}$=40…50 °С).

Литература

1. Л.Г. Журавлев, В.И. Филатов. // Физические методы исследования металлов я сплавов. Изд-во ЮУрГУ, 2004. 157 с.
2. Ткаченко В.А. Трубы для нефтяной промышленности / В.А. Ткаченко, А.А. Шевченко, В.И. Стрижак, Ю.С. Пикинер // М.: Металлургия, 1986. 256 с.

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Р.А. Басырова [1], Г.Р. Халикова [1,2], В.Г. Трифонов [1,2]

[1]Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
[2]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
gulnara.r.khalikova@gmail.com

Введение извне армирующих включений в алюминиевую матрицу позволяет предупредить хрупкое разрушение и использовать такие свойства упрочненных сплавов, как высокая прочность и жаропрочность, что, привело к широкому применению их в автомобильной и авиационной промышленности. Изготовление алюмоматричных композиционных материалов осуществляется различными методами, одним из которых является интенсивная пластическая деформация.

В работе сравнивались два подхода в изготовлении алюмоматричных ex situ композитов методами интенсивной пластической деформации – кручением под высоким давлением и обработки трением с перемешиванием. В первом варианте предварительно перемешанные алюминиевая стружка и порошок SiC подвергали консолидации под давлением 5 ГПа на 30 оборотов и при скорости деформации 2 об/мин. Во втором – порошок SiC замешивался в алюминиевый сплав АК4-1 в твердофазном состоянии при скорости вращающегося инструмента (пина) 1000 об/мин и его линейной скорости 30 мм/мин.

Показано, что большие сдвиговые деформации не приводят к однородному распределению порошка SiC в алюминиевой матрице, и, наряду с отдельными частицами, наблюдаются крупные их конгломераты. При этом микротвердость по радиусу образца алюмоматричного композита уваливается с 63 до 107 HV. В процессе трения с перемешиванием порошок SiC равномерно распределен в алюминиевом сплаве АК4-1. Микротвердость алюмоматричного композита в зоне перемешивания достигает значений 176 HV, в то время как в исходном состоянии составляет 84 HV.

В работе обсуждена природа структурных изменений и влияние их на микротвердость алюмоматричных композитов, полученных методами интенсивной пластической деформацией.

ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННОЕ ОСАЖДЕНИЕ ПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА ДЛЯ УСИЛЕНИЯ СИГНАЛА КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА

Г.И. Бикбаева[1] , Мамонова Д.В.[1], Васильева А.А.[1], Панькин Д.В.[1], Колесников И.Е.[1], Калиничев А.А.[1] Маньшина А.А.[1]

[1]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
BikbaevaGI@yandex.ru

Серебряные наночастицы с плазмонным резонансом (ПР) представляют фундаментальный и практический интерес для широкого спектра применений в фотонике, наноптике, сенсорике. Разнообразие применений связано с возможностью настройки спектрального положения и амплитуды ПР за счет изменения размера, формы и структуры наночастиц. Новая группа эффектов и явлений выявлена для случая организации наноструктур в периодические массивы. Было обнаружено, что периодически расположенные наночастицы могут быть применены для усиления оптических спектроскопических сигналов, повышения эффективности оптоэлектронных устройств, а также при разработке биочипов и биосенсоров.

Целью данного исследования является получение на поверхности подложки периодически упорядоченных массивов из наночастиц серебра, изучение оптических свойств полученных структур и демонстрация эффекта гигантского комбинационного рассеяния (ГКР) для различных аналитов, содержащих R6G и Витамин B2 (Рибофлавин).

В качестве подхода для получения периодических массивов из наночастиц Ag был выбран метод лазерно-индуцированного осаждения. Данный метод позволяет синтезировать наночастицы металлов на подложке любого типа [1]. Локализация зоны синтеза определяется областью лазерного воздействия и может контролироваться за счет пространственного распределения интенсивности лазерного пучка. В качестве прекурсора был выбран металлорганический комплекс $C_7H_7AgO_3$, в качестве источника лазерного излучения – вторая гармоника Nd-YAG лазера с длиной волны 266 нм и мощностью 40 мВт. Для получения периодических структур наночастиц серебра лазерно-индуцированное осаждение проводилось в 2 интерферирующих пучках.

Результатом лазерно-индуцированного осаждения являются периодические массивы наночастицы серебра. Согласно результатам сканирующей электронной микроскопии, размеры наночастиц варьируются от 15 до 200 нм. Наночастицы формируют пространственный рельеф из периодически расположенных полос большей и меньшей высоты, период составляет 1 мкм. Установлено, что морфологией наночастиц можно управлять, варьируя мощность лазерного излучения, продолжительность воздействия, тип растворителя и концентрацию комплекса в растворителе. Так же в работе продемонстрировано усиление сигнала КРС Витамина B2 (Рибофлавина) и R6G от подложек с периодическими массивами наночастиц серебра. Усиление сигнала ГКР для периодических структур превышает усиление для равномерно распределенных НЧ.

Оптические измерения проводились при помощи оборудования ресурсного центра «Оптические и лазерные методы исследования вещества», морфология и состав исследовались в Междисциплинарном Ресурсном Центре по направлению «Нанотехнологии» СПбГУ. Работа выполнена при финансовой поддержке фонда РФФИ (проект № 20-58-12015).

Литература

1. Daria V. Mamonova, Anna A. Vasileva, Yuri V. Petrov, Denis V. Danilov, Ilya E. Kolesnikov, Alexey A. Kalinichev, Julien Bachmann, Alina A. Manshina // Materials 2021, 14, 10.

THE RESEARCH OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF Al-5Mg ALLOY FABRICATED BY WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING

Y. Geng[1,2,3], I. Panchenko[1], S. Konovalov[2,3], Yu. Ivanov[4], X. Chen [2,3], E. Rozenshtejn[2]

[1]*Siberian State Industrial University*

[2]*Samara National Research University, Samara, Russia*

[3]*Wenzhou University, Wenzhou, China*

[4]*Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia*

ksv@ssau.ru

In recent years, it gets increasing attention on the application of additive manufacturing (AM) technologies on Al alloys. The AM of metal components, which involves the layer-by-layer deposition of raw materials according to a three-dimensional model, is considered to be leading a global manufacturing trend. The industry is benefiting from fabricating geometrically complex structures using a range of available AM technologies due to its advantages. The advantages of AM technologies include low manufacturing cost, saving raw materials, wide application on metals, manufacturing complex structures freely, etc. Therefore, various alloys manufactured by AM technologies have been studied, e.g. Ti-6Al-4V, Al alloys, Nickel-based series, high-strength steels and high entropy alloys. As for Al alloys, it has a unique property combination of good corrosion resistance, high strength-to-weight ratio and ability. Since it is widely applied ranging over transportation electrical, machinery, consumer durables, building and construction, containers and packaging.

In order to identify the difference in microstructure, phase composition and mechanical properties in different orientations, serious experiments were developed on the Al-5.0Mg alloys manufactured by the technology of WAAM-CMT and as-casting. In this investigation, an optical microscope, microhardness test machine, X-ray diffraction equipment (XRD), tensile testing equipment and scanning electron microscope (SEM) were used to study the tensile property and fracture mechanism.

The complicated heat recycle of multilayer deposition during the process of WAAM-CMT leads to the anisotropic microstructure and mechanical properties in directions To study the anisotropy of microstructure and mechanical properties of Al-5.0Mg alloys in different orientations, the as-casting Al-5.0Mg alloys are used to be the comparison object. Optical microstructure observation, analysis by energy-dispersive X-ray spectrometers and X-ray diffraction, microhardness test and tensile test were developed. The microstructure analysis demonstrates that the microstructure in horizontal is relatively homogeneous and the as-casting Al-5.0Mg alloy has uniform intermetallic compounds and more even microstructure. The main phases in WAAM-CMT fabricating Al-5.0Mg and as-casting Al-5.0Mg alloys include α phase (Al) and the β phase (Al3Mg2). Mechanical tests (tensile test and microhardness test) highlight the sample made by WAAM-CMT in the horizontal directions possesses better properties but weaker than the as-casting alloy. The fractures of the vertical sample, horizontal sample and as-casting alloy all belong to the ductile fracture. The different size of fracture pits in as-casting alloy and WAAM-CMT manufacturing Al-5.0Mg is related to the grain size and second phase distribution.

This project is supported by the Russian Science Foundation (No. 20-79-00194).

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СИЛУМИНОВ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ С ДОБАВКОЙ НАНОЧАСТИЦ TiN В ЭЛЕКТРОЛИТ

Е.Д. Боргардт [1], А.О. Черетаева [1], А.В. Полунин [1], М.М. Криштал [1]

[1] *Тольяттинский Государственный университет, г. Тольятти*
euletech13@gmail.com

Алюминиевые сплавы, в частности, силумины, являются одними из наиболее важных конструкционных материалов, а их применение в машиностроении и аэрокосмической отрасли в последние десятилетия показывает устойчивый тренд к росту [1,2]. Исчерпание возможностей повышения объемных свойств силуминов диктует необходимость обработки рабочих поверхностей для достижения соответствующих требованиям износостойкости и коррозионной стойкости. Эффективным способом поверхностного упрочнения Al-сплавов является метод плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО). Однако свойства получаемых ПЭО оксидных слоев на силуминах недостаточны из-за негативного влияния кремния сплава [3]. Преодолеть это можно за счет введения в электролит нерастворимых наночастиц различных веществ. Перспективным представляется модифицирование оксидного слоя наноразмерным нитридом титана TiN, применяющимся в качестве покрытий режущих инструментов, антикоррозионных и декоративных покрытий.

Цель работы – выявить влияние различных концентраций добавок в электролит наночастиц TiN на твердость, износостойкость и коррозионную стойкость слоев, полученных методом ПЭО на силумине. Оксидные слои получали на силумине АК9 (ГОСТ 1583 – 93) после термообработки по режиму Т6 (8) [3] при добавке наночастиц TiN в электролит в различных концентрациях (0–3 г/л). ПЭО проводили в щелочно-фосфатно-силикатном электролите при F = 500 Гц и j = 33±1 А/дм^2. Износостойкость оценивали по ASTM G133-99 (Type A). Коррозионную стойкость в 3,5 wt. % NaCl оценивали по кривым Тафеля, Найквиста и Боде. Измеряли толщину слоев и твердость по Виккерсу (HV0.1).

Выявлено, что введение в электролит 0,5 г/л TiN приводит к снижению плотности тока коррозии i_{corr} (А/см^2) с $7{,}7\cdot10^{-8}$ до $3{,}2\cdot10^{-8}$ и увеличению поляризационного сопротивления Rp (Ом·см^2) с $(3{,}3\pm1{,}5)\cdot10^5$ до $(5{,}8\pm0{,}3)\cdot10^5$. Однако при этом среднее значение модуля импеданса $|Z|_{f=0{,}01\ Гц}$ снизилось в 1,5 раза и составило 210 кОм·см^2. Средняя твердость HV0.1 увеличилась с 750 до 1150 МПа, а линейная интенсивность изнашивания и приведенный массовый износ снизились с 0,72 мкм/м до 0,48 мкм/м и 337 нг/Н*м до 178 нг/Н*м. Повышение концентрации наночастиц TiN в электролите до 2,5–3 г/л приводит к росту скорости формирования оксидного слоя на силумине ≈ в 1,7 раза с сохранением механических характеристик, но приводит к снижению показателей коррозионной стойкости до значений базового варианта.

В целом, добавка наночастиц TiN в электролит при ПЭО силумина оказала положительное влияние на свойства оксидных слоев и производительность их формирования.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 21-19-00656).

Литература

1. Roger N. Lumley. Fundamentals of Aluminium Metallurgy. Woodhead Publishing, Elsevier. 2018. 592 p.
2. M. Glazoff, A.Khvan, V. Zolotorevsky, N. Belov, A. Dinsdale. Casting Aluminum Alloys // Butterworth-Heinemann, Elsevier Ltd. 2018. 562 p.
3. Krishtal, M.M. Effect of Structure of Aluminum-Silicon Alloys on the Process of Formation and Characteristics of Oxide Layer in Microarc Oxidizing. Metal Science and Heat Treatment. 2004. v. 46. P. 377–384 (2004).

СВС ПОРИСТЫХ КАРКАСОВ МАХ-ФАЗ Ti_3AlC_2 И Ti_3SiC_2 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ МАРОК ИСХОДНЫХ ПОРОШКОВ

Д.М. Давыдов, Э.Р. Умеров, Е.И. Латухин, А.П. Амосов

Самарский государственный технический университет, Самара

davidovd77@mail.ru

МАХ-фазы карбоалюминида титана и карбосилицида титана представляют собой новый вид тройных карбидов. Они сочетают в себе одновременно свойства металла и керамики, такие как высокую теплопроводность, электропроводность и термостойкость. При этом эти соединения без труда могут обрабатываться машинными способами. МАХ-фазы синтезируют различными методами: самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС), методом горячего изостатического прессования (HIP) и горячим прессованием (HP), искровым плазменным спеканием (SPS), шликерным литьем. Низкое энергопотребление, использование простого малогабаритного оборудования позволяет выделить метод СВС из вышеуказанных. Известно [1], что образование МАХ-фаз Ti_3AlC_2 и Ti_3SiC_2 методом СВС происходит в несколько этапов. Первым этапом происходит разогрев образца до экстремально высоких температур (~2800°С) с образованием жидкого расплава интерметаллидов и образованием карбида титана TiC. Вторым этапом можно выделить растворение карбидов в расплаве интерметаллидов и кристаллизация наноструктурных пластин МАХ-фазы.

В настоящей работе методом СВС на воздухе без приложения внешнего давления были получены пористые каркасы МАХ-фаз Ti_3AlC_2 и Ti_3SiC_2, используя различные марки элементарных порошков в исходной шихте. Порошки смешивались в стехиометрическом соотношении в системе 3Ti+Al(Si)+2C. С помощью рентгеновского дифрактометра ARL X'trA-138 с использованием Cu-излучения был проведен анализ фазового состава образцов. С помощью растрового электронного микроскопа TescanVega3 с приставкой локального микрорентгеноспектрального анализа X-act была проведена оценка макро-и микроструктуры и индефикация фаз по электронным фотографиям. Пористость измерялась по электронным фотографиям с помощью программы ImageJ. Прочность на сжатие измерялась с помощью испытательной машины WDW-200. Характерными чертами полученных образцов являются закрытая и открытая пористость. Микроструктура представляет собой пористый каркас из смеси частиц карбида титана TiC и блоков пластинчатой МАХ-фазы. Средний размер частиц карбида титана TiC составляет 5-7 мкм, а размер блоков пластин МАХ-фазы составляет 15-20 мкм. Наибольшее количество МАХ-фазы показали образцы на основе крупного порошка титана ТПП7 и графита С2 и составляет около 50%. Установлено, что марки исходных порошков титана и углерода влияют на макроструктуру пористых СВС-образцов МАХ-фазы Ti_3AlC_2 и Ti_3SiC_2.

Литература

1. Ковалев Д.Ю. Динамическая рентгенография материалообразующих процессов горения: дис. …док. физ. – мат. наук. Черноголовка, 2020. С.126-133.

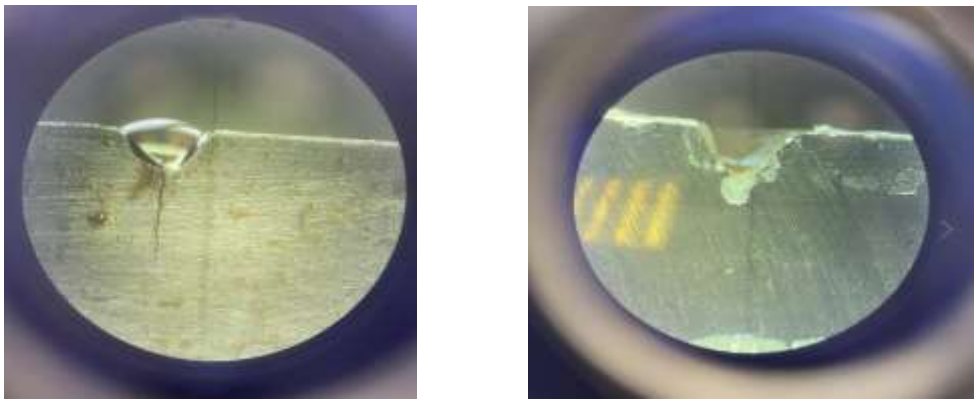
ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ СТАЛИ СТ3 НА РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН

О.А. Насибуллина

Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
ksu33@bk.ru

Понятие долговечности при эксплуатации металлоконструкций- один из важнейших факторов при оценке длительности эксплуатации объекта. При этом важной задачей является определение срока эксплуатации конструкции до того момента, когда она полностью придет в негодность. Главное при определении долговечности – выявить зоны концентрации напряжений,чаще всего при эксплуатации оборудования это трещины. Данный дефект в совокупности с коррозионной средой вызывает коррозионную усталость металла и в процессе эксплуатации может стать основной причиной разрушения как хрупких, так и пластичных материалов при приложении циклических нагрузок [1-2].

Целью исследования является – изучение малоцикловой коррозионной усталости стали Ст3 в агрессивных средах, имитирующих условиях работы нефтезаводского оборудования. В качестве исследуемого объекта использовался образец из конструкционной углеродистой стали марки Ст3. Испытание проводится на плоском образце размером 480:39:10 мм. Образец испытывается по схеме чистого изгиба, по симметричному циклу нагружения. В качестве среды использовался 3% NaCl и нефтяная эмульсия (Рис. 1).



а б

Рис. 1. Испытание образцов 1-го (а) в среде нефтяной эмульсии, 2-го (б) в среде 3% NaCl

В процессе исследований выявлено, что с повышением количества циклов нагружения происходит снижение термодинамической устойчивости металла в коррозионной среде, что, очевидно, связано с накоплением усталостных повреждений. Наиболее быстрому разрушению подвергся образец с нанесением 3%-го NaCl, имитурующий грунтовую и пластовую воду, а также атмосферу морского климата. Такое быстрое разрушение возможно из-за нарушения пассивности стали за счет питтингообразования при наличии хлор ионов.

Литература

1. Гареева О.А., Худяков М.А., Климов П.В., Хажиев А.Д. Моделирование коррозионного растрескивания магистральных газопроводов // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. – 2010. – № 1 (79). – С. 87-92.

2. Nasibullina O.A., Gareev A.G. Destruction patterns of X70 steel sample, possessing cracks of corrosion-mechanical origin, under cyclic loading // Materials Science Forum. 2019. Т. 946 MSF. С. 20-24.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ОБРАБОТКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Валеева А.Х. [1,2], **Имаев М.Ф.** [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
marcel@imsp.ru

Алюминиевые сплавы широко используют в аэрокосмической, автомобильной и судостроительной промышленности благодаря высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Однако алюминиевые сплавы характеризуются малой износостойкостью. Свойства сплавов можно улучшить за счет добавления в алюминиевую матрицу армирующих частиц, получая так называемые металломатричные композиты (ММК). В последнее время применение ММК расширилось благодаря достижению в них высоких механических свойств и износостойкости [1,2].

Для получения композитов с металлической матрицей перспективна обработка трением с перемешиванием (ОТП), т.к. она осуществляется без плавления матрицы, что способствует измельчению микроструктуры и улучшению механических свойств. Никакой дополнительной тепловой энергии ОТП не требует, процесс экологически чистый с низким уровнем шума, и при производстве композитов не образуются вредные газы.

В последние годы было проведено достаточно большое количество исследований по влиянию различных армирующих добавок, таких как карбид кремния, карбид титана, оксид алюминия, диоксид кремния, карбид бора, оксид титана, углеродные нанотрубки, летучая зола, графит на механические характеристики ММК, полученных с использованием ОТП.

В данной работе рассчитывали термодинамические параметры реакций взаимодействия нескольких порошков оксидов металлов, с алюминиевой матрицей с целью предварительного выбора армирующих добавок, обеспечивающих дополнительное упрочнение за счет протекания реакций образования мелких частиц интерметаллидов. При ОТП происходит разогрев материала до температур $0{,}7\text{-}0{,}8T_{пл}$, что для алюминия и его сплавов составляет интервал примерно от 620 до 720К. Рассматривали возможные взаимодействия алюминия с оксидом титана (IV), оксидом никеля (II), оксидом железа (III), оксидом циркония при нагреве в указанном интервале температур. В случае с оксидом титана наиболее вероятными в описываемом температурном интервале будут реакции восстановления диоксида титана до монооксида и титана, и взаимодействие монооксида титана с алюминием с образованием интерметаллида $TiAl_3$. Менее вероятны реакции взаимодействия диоксида титана с алюминием с образованием TiAl и $TiAl_3$, а также реакция восстановленного титана с алюминием с образованием интерметаллида $TiAl_3$. При рассмотрении возможных взаимодействий алюминия с оксидом никеля (II) наиболее вероятными в данном температурном интервале будут реакции взаимодействия монооксида никеля с алюминием с образованием интерметаллидов $NiAl_3$, NiAl и Ni_3Al. В случае реакции алюминия с оксидом железа (III) наиболее вероятно образование железа и интерметаллидов Fe_3Al и FeAl. Взаимодействие алюминия с оксидом циркония с небольшой вероятностью приведет к образованию интерметаллидов $ZrAl_3$ и $ZrAl_2$.

Литература

1. P. Ravindran, K. Manisekar, P. Rathika, P. Narayanasamy.// Mater. Des., 45 (2013), pp. 561-570, 10.1016/j.matdes.2012.09.015
2. W. Wang, Q.-y. Shi, P. Liu, H.-k. Li, T. Li.//J. Mater. Process. Technol., 209 (2009), pp. 2099-2103, 10.1016/j.jmatprotec.2008.05.001

THE RESEARCH OF Cu-6.5% Al ALLOY DEPOSITIED BY WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING

Y.H. Wang[1,2], S. Konovalov [*1,2], X.Z. Chen [1,2]

1. Department of Metals Technology and Aviation Materials, Samara National Research University, Samara, Russia
2. School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University, Zhejiang, China
ksv@ssau.ru

Abstract: In this work, Cu-6.5% Al alloy was deposited by wire arc additive manufacturing (WAAM) based on Cold Metal Transfer (CMT) welding process. The materials used were 99.9% Cu wire and 99.9% Al wire, both with 1.2 mm diameter, which were delivered by an Advanced 4000R NC CMT Welder and a WPC-600 feeder machine respectively. Substrate was a pure copper plate with the size of 100 mm×50 mm×3 mm. Pure argon (99.99 %) was used as the shielding gas with a constant flow rate of 24 L/min. The angle between the torch and filler wire was 45°. The dwell time between deposition layers was 30s. In this work, there are two important parameters: (i) contact tip to work distance (H) and (ii) moving speed of the torch (V), which influence the forming quality of the alloy. In this work, it is designed to supply appropriate H and V to deposit the alloy. From the trials, the appropriate H and V values are 18 mm and 0.35 m/min, respectively. Other process parameters used in the method such as deposition current, deposition voltage, Cu wire speed and Al wire are 98A, 104.V, 8.5 m/min and 1.4 m/min, respectively. In order to make a good study the sample, the start and end of the sample was cut and the surface of the sample was also cut by the DK7750 computer numerical control electric wire cutting machine. Micro-hardness values of the alloy were measured by HV-1000 microhardness tester at a 100 g test load with 15s. The metallographic samples were prepared as per standard metallographic procedure and etched with hydrochloric acid and ferric chloride solution (120 ml H2O + 30 ml HCl + 10 g FeCl3). The chemical composition was analyzed using energy dispersive spectroscopy (EDS). Microstructural features such as dislocations and intermetallic compounds were analyzed using a JEOL-2100F-Cryo-transmission electron microscope (TEM). For the convenience of discussion, the as-fabricated test samples are named as model-1, the heat-treated test samples are named as model-2. The deposited alloy was homogenized by heat treatment at 800 °C (2 hours) and evaluated for their microstructure using optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM), and mechanical properties. The paper discusses the structure-mechanical property correlation under both as-fabricated and heat-treated condition.

WAAM based on CMT method was used to successfully fabricate Cu-Al alloys with target chemical composition and density (i.e. without porosity). Heat-treatment process was carried out to obtain homogenize the material properties. The chemical composition, hardness, microstructure, phase characterization, and mechanical properties were investigated. The following are the conclusions that could be drawn from the present work.

1) CMT-based WAAM process has been used to successfully fabricate Cu-Al binary alloy with pre-designed chemical composition, as identified from compositional analysis.

2) Heat-treatment modified the microstructure and of the Cu-Al alloy, wherein the intermetallic phases CuAl2 and Cu9Al4 transformed into Cu-Al solid solution phase.

3) Heat treatment improved the mechanical properties of additive manufactured Cu-Al alloys, which was attributed to (i) grain refinement (ii) solid solution strengthening and (iii) twin formation.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССОВ СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА В РАЗНОМ ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ

Комаров В.С. [1,2,3], **Карелин Р.Д.** [1, 2], **Черкасов В.В.** [2], **Юсупов В.С.** [1], **Кавалла Р.** [3], **Хмелевская И.Ю.** [2], **Прокошкин С.Д.** [2]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, Москва*
[2] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва*
[3] *Технический университет Фрайбергская горная академия, Германия*
vickomarov@gmail.com

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана (Ti-Ni) являются перспективными материалами, находящими применение в инженерной, медицинской, аэрокосмической и других сферах [1,2]. Оптимизация технологических процессов производства СПФ Ti-Ni, наряду с режимами последеформационного отжига (ПДО) является важной научно-технологической задачей современного материаловедения [3].

Целью работы являлось исследование влияния ПДО на структуру, механические и функциональные свойства сплава Ti-50,9 ат.% Ni в разном исходном состоянии. Перед ПДО образцы СПФ Ti-Ni были подвергнуты одноосной деформации в интервале температур от 100 до 1000 °С. ПДО проводили при температуре 430 °С в течение 60 минут.

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и просвечивающей электронной микроскопии исследовали структуру субструктуру и фазовый состав сплавов. Механические свойства оценивали путем измерения твердости по Виккерсу. Функциональные свойства (величину полностью обратимой деформации и степень восстановления формы) оценивали термомеханическим методом, включающим деформацию образцов по схеме изгиба (изгибом) в жидком азоте и их последующий нагрев для восстановления формы.

В работе установлены температурные области развития динамических процессов упрочнения и разупрочнения: температуратурный интервал протекания процессов динамического возврата составляет 100-300 °С, динамической полигонизации – 300-600 °С, динамической рекристаллизации – выше 600 °С.

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что в случае, когда температура ПДО заэквиатомного по никелю СПФ Ti-Ni превышает температуру деформации, происходит существенное снижение дефектности решетки B2-аустенита и дополнительное выделение наночастиц фазы Ti_3Ni_4 В результате способность сплавов к формовосстановлению значительно повышается. В случае, когда температура ПДО равна температуре деформации или ниже ее, изменения дефектности решетки не происходит, однако развиваются процессы дисперсионного статического упрочнения вследствие выделения частиц фазы Ti_3Ni_4. Таким образом, ПДО, сопровождающийся протеканием процессов статического старения, оказывает положительное влияние на комплекс механических и функциональных свойств заэквиатомного по никелю никелида титана в разном исходном состоянии.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-33-60090.

Литература

1. Хмелевская И.Ю., Кавалла Р., Комаров В.С. // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2016. Т. 59. № 1. С. 69-71.
2. Khmelevskaya I., Komarov V., Prokoshkin S., Kawalla R., Korpala G. // Materials Today: Proceedings. 2017. С. 4830-4835.
3. Polyakova K.A., Ryklina E.P., Prokoshkin S.D. // SHAPE MEMORY AND SUPERELASTICITY. 2020. Т. 6. № 1. С. 139-147.

ПОЛУЧЕНИЕ МАГНИЕВЫХ ПРУТКОВ И УЛЬТРАТОНКИХ ПРОВОЛОК МЕТОДОМ ГИДРОЭКСТРУЗИИ

Д.А. Комкова, О.В. Антонова, А.В. Глухов, А.Ю. Волков

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург
komkova_d@imp.uran.ru

Сплавы магния представляют интерес для авиакосмической, автомобильной и электронной промышленности из-за малой плотности и высокой удельной прочности. Однако магний и его сплавы при низких температурах обладают малой пластичностью и плохой обрабатываемостью из-за особенностей строения ГПУ-решётки. Создание мелкозернистой и ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД; к примеру, кручением под высоким давлением или равно-канальным угловым прессованием) улучшает пластичность материалов [1]. Но такие методы представляют в основном академический интерес. В свою очередь, гидроэкструзия позволяет производить длинные прутки и профили из магниевых сплавов. Однако для успешной деформации магния этим методом требуются температуры деформации выше 100°C; более низкие температуры приводят к разрушению образца [2].

В данной работе показана возможность деформации магния при комнатной температуре методом гидроэкструзии. Цилиндрическая магниевая заготовка помещалась внутрь толстостенной оболочки из медного сплава. В результате гидроэкструзии этой сборки при комнатной температуре происходит разрушение оболочки. При этом освобождается длинный магниевый пруток диаметром 5 мм без следов трещин и разрушений. Пруток демонстрирует высокую пластичность и может быть повторно подвергнут гидроэкструзии при комнатной температуре без оболочки или волочению для получения прутков меньшего диаметра. Предел текучести магния в полученном состоянии достигает 111 МПа. Установлено, что низкотемпературные отжиги приводят к увеличению предела текучести до 145 МПа. Обнаруженная температурная аномалия объяснена процессами самоблокировки дислокаций при низкотемпературном отжиге предварительно деформированного магния [3, 4].

Гидроэкструзия в оболочке также позволяет получить ультратонкие магниевые проволоки, диаметр которых меньше 150 мкм. Получить проволоку такой толщины за счёт волочения магния не представляется возможным. Представленные результаты могут способствовать более широкому применению магния как в промышленности, так и в медицине.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Давление» № АААА-А18-118020190104-3) и молодёжного научного проекта ИФМ УрО РАН № м 31-21.

Литература

1. R.N.Harsha, V.Mithun Kulkarni, B.Satish Babu // Materials Today: Proceedings. 2018. V. 5. P. 22340-22349.
2. J. Swiostek, J. Goken, D. Letzig, K.U. Kainer // Material Science & Engineering A. 2006. V. 424. P. 223–229.
3. А.Ю. Волков, А.А. Калонов, Д.А. Комкова, А.В. Глухов // Физика металлов и металловедение. 2018. Т. 119. С. 1002-1011.
4. Б.А. Гринберг, М.А. Иванов, О.В. Антонова, А.М. Власова // Кристаллография. 2012. Т. 57. С. 610-617.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ЭИ-893

Д.В. Комаров[1,2], С.В. Коновалов[1], Ю.Ф. Иванов[3], И.А. Панченко[4], Е.О. Розенштейн[1]

[1]Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара
[2]ИТЦ филиал ООО «Газпром трансгаз Самара», Самара
[3]Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск
[4]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
komarov_dimitriy@mail.ru

Современные условия эксплуатации машин и конструкций требуют постоянного повышения их ресурса, живучести и долговечности. Одним из способов улучшения механических и эксплуатационных характеристик металлических изделий является применение предварительного упрочнения поверхностных и приповерхностных слоев, в частности, с помощью импульсной электронно-пучковой обработки (ЭПО) [1].

Для исследования были подготовлены образцы из замковой части рабочих лопаток турбины высокого давления ГТК-10-4 после эксплуатации, изготовленные из жаропрочного сплава ЭИ-893 на никелевой основе. Перед обработкой поверхности предварительно шлифовали и полировали до зеркального блеска. ЭПО выполняли на вакуумной импульсной установке «SOLO» на пяти различных режимах (Таблица 1). Ориентиром при подборе режимов облучения послужили результаты работы [2], в рамках которой сильноточными импульсными электронными пучками обрабатывался никелевый сплав ЖС26НК с защитным покрытием NiCrAlY.

Трибологические характеристики (скорость износа, коэффициент трения μ) определялись с помощью трибометра при комнатной температуре и влажности. Результаты исследований представлены в таблице 1.

Установлено, что плотность энергии в пучке оказывает существенное влияние как на скорость износа, так и на коэффициент трения обработанного сплава, причем полученные функции зависимости немонотонные. Ухудшение трибологических характеристик возможно из-за протекающих на поверхности процессов кратерообразования. Для подбора оптимальных режимов обработки требуется более глубокое исследование структурно-фазового состояния модифицированных поверхностных слоев сплава методами современного материаловедения.

Таблица 1. Результаты трибологических характеристик сплава ЭИ-893 после ЭПО

№ п/п	Режим обработки	Скорость износа, $*10^{-5}$, мм^3/(Н·м)	μ
1	15 Дж/см^2, 200 мкс, 3 имп, 0,3 с$^{-1}$	3,9	0,693
2	20 Дж/см^2, 200 мкс, 3 имп, 0,3 с$^{-1}$	8,1	0,791
3	25 Дж/см^2, 200 мкс, 3 имп, 0,3 с$^{-1}$	26,0	0,793
4	30 Дж/см^2, 200 мкс, 3 имп, 0,3 с$^{-1}$	6,9	0,751
5	35 Дж/см^2, 200 мкс, 3 имп, 0,3 с$^{-1}$	43,0	0,803
Исходное состояние		3,9	0,694

Литература

1. Ivanov Yu., Konovalov S., Gromov V. Electron – beam modification of the pearlite steel // The Arabian Journal for Science and Engineering. – 2009. – Vol. 34, Iss. 2A. – P. 233-243.
2. Шулов В.А., Энгелько В.И., Громов А. Н. др. Применение сильноточных импульсных электронных пучков для восстановления эксплуатационных свойств лопаток газотурбинных двигателей // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2014. №1. С. 43-49.

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ С УЧЕТОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Н.С. Кондратьев[1], **П.В. Трусов**[1]

[1]*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*
kondratevns@gmail.com

Актуальной задачей механики деформируемого твердого тела является создание физически обоснованных математических моделей для описания эволюции внутренней структуры материалов при их обработке, которая определяет макросвойства [1]. Управление процессами термомеханического воздействия на поликристаллы дает возможность формировать необходимые рабочие характеристики готовых изделий и конструкций, поскольку позволяет существенно изменять дефектную и зеренную (субзеренную) структуру материала в широких пределах. Эффективным универсальным инструментом для глубокого анализа эволюции материальной структуры на различных структурно-масштабных уровнях является многоуровневый подход к описанию поведения поликристаллических материалов, в котором в явном виде рассматриваются носители и физические механизмы исследуемых процессов [1]. Неупругое деформирование при высоких температурах широко применяется в производстве для изготовления деталей и конструкций. Существенным отличием горячей деформации от холодной является то, что в металлах и сплавах имеет место два конкурирующих процесса – упрочнение и разупрочнение. Упрочнение, как правило, вызывается увеличением плотности дислокаций и их последующим торможением на препятствиях различной природы. Разупрочнение является следствием понижения запаса внутренней энергии, в том числе за счет уменьшения плотности дислокаций. Основными процессами разупрочнения при горячем деформировании являются динамический возврат и рекристаллизация [2]. Динамический возврат проходит при более низких температурах, чем рекристаллизация. Динамическая рекристаллизация реализуется в результате прохождения совокупности диффузионно-контролируемых процессов, связанных с образованием и миграцией большеугловых границ зерен в процессе пластической деформации. Движущей силой первичной рекристаллизации является разность запасенной энергии в соседних зернах. 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 механических характеристик неупругого деформирования (предела текучести, коэффициентов упрочнения). По мере деформирования новые зерна могут испытывать упрочнение, и процесс образования следующего поколения новых зерен циклически повторяется [2]. В работе рассматривается построение многоуровневой модели с внутренними переменными, основанной на многоуровневом физическом подходе [1], предназначенной для исследования эволюции дефектной и зеренной структуры поликристалла при высокотемпературном деформировании с учетом процесса динамической рекристаллизации, ее влияния на физико-механические свойства материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования науки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ, проект № FSNM-020-0027), РФФИ и Пермского края (в рамках научного проекта № 20-41-596002).

Литература

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. 605 с.
2. Humphreys F.J., Hatherly M.. Recrystallization and related annealing phenomena. Elsevier, 2004. 605 p.

РЕГРЕССИОННЫЙ АНАЛИЗ И НЕЙРОСЕТЕВОЙ ПОДХОДЫ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ СЕНСОРОВ ГАЗОВ НА ОСНОВЕ ОРГАНИЧЕСКИХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

С.П. Коноваленко[1], Т.А. Бедная[2]

[1]*Ростовский государственный экономический университет (РИНХ), Ростов-на-Дону*
[2]*Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону*
svetlana_s12@mail.ru

В связи с переходом экономики в эпоху глобализации важным является вопрос защиты окружающей среды. Для детектирования токсичных газов в воздухе необходимым является поиск новых материалов и создание на их основе эффективных газоанализаторов. Одним из перспективных направлений в этой области является создание сенсоров на основе органических полупроводников [1]. Такие материалы функционируют без дополнительных затрат на подогрев. К тому же они обладают высокой чувствительностью и достаточно просты в проектировании.

Одним из таких материалов является полиакрилонитрил (ПАН). Проблемой создания сенсорных устройств является подбор режимов технологического процесса, при котором сенсор будет обладать необходимыми характеристиками. В работах [2, 3] оптимальный химический состав и режимы технологического процесса металлсодержащего ПАН определены экспериментально.

С целью сокращения эксперимента для уменьшения материальных и временных издержек необходима разработка математических моделей для определения физико-химических свойств газочувствительного материала и функциональных характеристик сенсоров газов на их основе.

Разработан подход для моделирования газочувствительных и физико-химических свойств материалов на основе органических полупроводников. В основе подхода лежит использование различных методов моделирования, таких как линейный, нелинейный регрессионный анализ и нейронные сети. В качестве внешних сигналов для моделирования являются параметры технологического процесса формирования материалов (для металлосодержащего полиакрилонитрила): массовая доля металла в пленкообразующем растворе, температура и время первого и второго этапа отжига. Целевым параметром является физико-химические свойства и функциональные характеристики материалов (газочувствительность, электросопротивление, селективность, стабильность и др.). Методом пиролиза под воздействием ИК-излучения получены пленки состава кобальт/полиакрилонитрил (Co/ПАН), измерены значения сопротивления (в воздухе и в камере с газом) и рассчитаны коэффициенты газочувствительности образцов. Для моделирования зависимости физико-химических свойств и функциональных характеристик изучены свойства более чем 200 образцов пленок Co/ПАН. Для прогноза значений сопротивления эффективной показала себя модель множественной линейной регрессии. Синтезированы нейронные сети для прогнозирования значений коэффициента газочувствительности пленок кобальтсодержащего полиакрилонитрила.

Литература

1. А.А. Дулов, А.А. Слинкин. Органические полупроводники. М.: Наука, 1970. 128 с.
2. И.В. Запороцкова, Л.В. Кожитов, Н.А. Аникеев, О.А. Давлетова, Д.Г. Муратов, А.В. Попкова, Е.В. Якушко // Известия вузов. Материалы электронной техники. 2014. № 2(66). С. 134 – 142.
3. Kostina, E. Chernikova, G. Bondarenko, Z. Poteryaeva, A. Cherevan, M. Efimov, V. Duflot, E. Dubova J. // Materials, Methods & Technologies. 2012. V.6. Part1. P. 273-289.

ИЗУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКЕ НА ОСНОВЕ МАГНОНИОБАТА СВИНЦА

А.Р. Лебединская

Академия архитектуры и искусств ЮФУ, Ростов на Дону
lebed1989@rambler.ru

Последние десятилетия активно изучаются композиционно и структурно разупорядоченные материалы, считающиеся перспективными для широкого круга практических применений благодаря наблюдаемым в них необычным свойствам. Особое внимание среди них привлекают смешанных перовскитоподобные пьезо и сегнето-материалы кислородно октаэдрического типа со структурой перовскита $(A'_p A''_{p-1})(B'_x B''_{x-1})O_3$, в которых наблюдаются два типа ближнего порядка в наноразмерных областях: первый обусловлен возможным химическим упорядочением в А- и/или В-подрешетках, а второй обусловлен ионными смещениями [1]. Установлено, что наблюдаемые уникальные физические свойства присущи только разупорядоченным (нанонеоднородным) материалам: выделена общая черта в строении сегнетоэлектриков с размытым фазовым переходом - это наличие ионов разного сорта в одинаковых кристаллографических позициях. На сегодняшний день ясного понимания происходящих в данных материалов процессов и установленной четкой взаимосвязи наблюдаемых свойств и микроскопических механизмов процессов в данных системах нет. На сегодняшний момент синтезированы и тщательно изучаются системы, в которых уже при их синтезе задается композиционный беспорядок, например PNN–PT–PZ [2], PMN-PT[3].

Целью данного исследования было получение и исследование свойств сегнетокерамических материалов, синтезированных на основе модельного сегнетоэлектрика-релаксора - магнониобата свинца с заданной нестехиометрией состава: $(1-x)PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3 – xPbMg_{1/2}Nb_{1/2}O_{2,75}$, где x менялся от 0 до 1 с шагом 0,1. Синтез велся из смеси подобранных в соответствующих пропорциях оксидов PbO, MgO и Nb_2O_5, отвечающих требуемым составам [4]. На основе полученных методами рентгеноструктурного анализа данных проведено моделирование атомной структуры возникающего в образцах указанных составов распределения атомов магния и ниобия в В-подрешетке, а также соответствующего распределения возникающих возможных дефектов (вакансий) в данной подрешетке и в распределении атомов кислорода. В предлагаемой модели композиционного распределения атомов В-типа в данных нестехиометрических системах использовано свойство структурных особенностей нестехиометрических соединений, когда структурные дефекты(вакансии) моделируются «квазичастицами», расположенными в «пустых» узлах кристаллической подрешетки.

Литература

1. R. A. Cowley, S.N. Gvasaliya, S.G. Lushnikov , B. Roessli ,G.M. Rotaru Relaxing with relaxors: a review of relaxor ferroelectrics // Advances in Physics.2011. № 60(2), P. 229–327
2. N. Vittayakorn , D.P.Cann Preparation and ferroelectric properties of pyrochlore-free $Pb(Ni_{1/3}Nb_{2/3})O_3$-based solid solutions // Appl. Phys.A. 2007. № 86. P. 403-408.
3. Z. Cao, G .Li, J. Zeng, L. Zheng, Q. Yin Phase transition behaviour and enhanced electromechanical properties in Sr modified $0.65PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3 –0.35PbTiO_3$ ceramics. // Journal of Physics D – Applied Physics. 2010. №43. P. 015405 1-7.
4. A R Lebedinskaya, A G Rudskaya Influence of composition nonstoichiometry and ordering effects on the properties of ferroelectric ceramics based on lead magnoniobate // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2020. № 100. P. 012061.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МОДЕЛЬНОГО РЕЛАКСОРА- СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКА $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3$ ИЗ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

А.Р. Лебединская [1], **А.Г. Рудская** [2]

[1]*Академия архитектуры и искусств ЮФУ, Ростов на Дону*
[2]*Физический факультет ЮФУ, Ростов на Дону*
lebed1989@rambler.ru

Открытые более полувека назад сегнетоэлектрики – релаксоры активно изучаются исследователями по всему миру благодаря наблюдаемым у них необычным физическим свойствам, обещающие широкое использование в электронике будущего [1-3]. Однако накопленный к настоящему времени огромный экспериментальный материал по изучению макроскопических свойств сегнетоэлектриков-релаксоров не позволяет однозначно интерпретировать их с точки зрения структурных особенностей данных материалов.

Выбор керамических материалов для данного исследования по сравнению с монокристаллическимих [4] обусловлен их доступностью и идентичностью наблюдаемых в них функциональных свойств при переходе в нанокристаллическое состояние по сравнению с монокристаллами. Для исследования был взят образец $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3$ (PMN), приготовленный путем перемалывания монокристаллов в порошковое состояние с размером зерна не более 5 мкм. Далее полученный порошок был спрессован в таблетку и отожжен в высокотемпературной камере при температуре 550 ºС в течение двух часов. Отжиг проводился для снятия микродеформаций, внесенных при помоле и прессовании образца.

В данной работе проведен анализ структурных параметров образца $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3$. Были вычислены интегральные интенсивности дифракционных отражений при каждой из температур J (T), проведен расчет параметров ячейки в интервале температур от 450 ºС до 20 ºС с абсолютной погрешностью $\Delta a = \pm 4 * 10^{-4}$ Å.

Установлено, что в исследуемом интервале температур кристаллическая ячейка магниобата свинца является кубической с пространственной группой симметрии Pm3m.

По полученным данным проведен расчет коэффициента линейного расширения α, K^{-1}. Обнаружено изменение коэффициента линейного расширения вблизи 250 ºС, которое может свидетельствовать об определенной перестройке кристаллической структуры при данной температуре, в частности, зарождении спонтанно поляризованных кластеров, находящихся в псевдокубической перовскитовой фазе. С уменьшением температуры в области размытого фазового перехода их число постепенно увеличивается.

Наблюдаемое изменение коэффициента линейного расширения при 250 ºС может быть также связано с изменением ангармонизма потенциального рельефа атомов в структуре перовскита. Можно также предположить, что при достижении T = 250 ºС в PMN резко уменьшается вклад среднеквадратичных статистических смещений атомов, что приводит к наблюдаемым максимумам зависимости $J_{отн.}(T)$ и скачку коэффициента линейного расширения α(T).

Литература

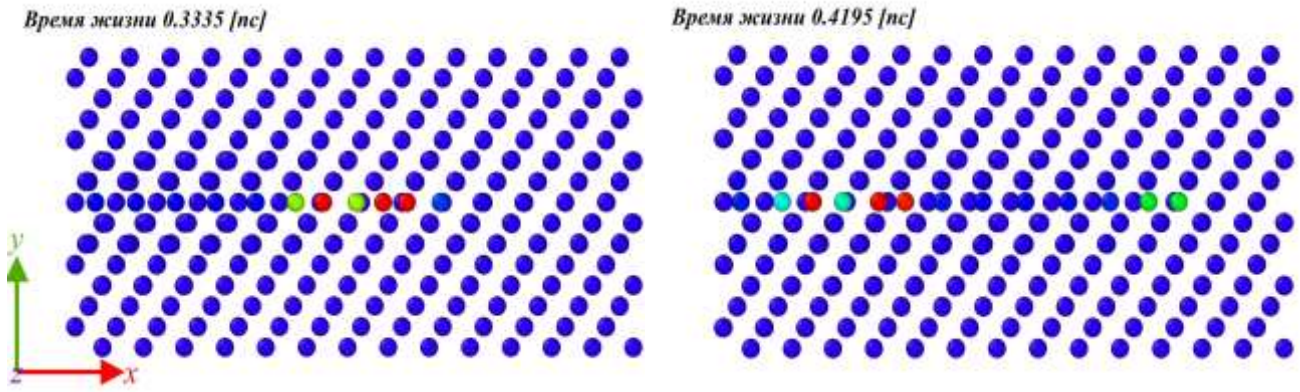
1. Г.А. Смоленский, В.А. Боков, В.А. Исупов, Н.Н. Крайник, Н.Е. Пасынков, М.С. Шур Сегнетоэлектрики и антисегнетоэлектрики. Л.: Наука, 1971. 476 с.
2. S.B. Vakhrushev , B.E. Kvjatkovskiy , A.A. Naberezhnov , N.M. Okuneva , B.P. Tolerverg Glassy phenomena in perovskite-like crystals. // Ferroelectrics. 1989. 9. P. 173-176.
3. R.A. Cowley, S.N. Gvasaliya, S.G. Lushnikov, B. Roessli, G.M. Rotaru. Relaxing with relaxors: a review of relaxor ferroelectrics. // Advances in Physics. 2011. 60(2). P. 229–327.
4. A R. Lebedinskaya, N G. Kasparova Features of the structural model of the low-temperature phase of lead magnesium niobate - relaxor ferroelectric. // Advanced Materials, 2019. 224, P.267.

СТОЛКНОВЕНИЯ СВЕРХЗВУКОВЫХ *N*-КРАУДИОНОВ В ОЦК РЕШЕТКЕ ВОЛЬФРАМА

А.М. Баязитов[1], Е.А. Корзникова[2], С.В. Дмитриев[1,2]

[1]*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
dmitriev.sergey.v@gmail.com

Межузельный атом, расположенный в плотноупакованном ряду кристаллической решётки, называется краудионом. Краудионы могут возникать в результате облучения и отвечают за процесс переноса массы и энергии. Проводились исследования динамики сверхзвуковых *N*-краудионов и кластеров сверхзвуковых краудионов [1,2]. В данной работе моделировалось столкновение сверхзвуковых 1- и 2-краудионов в кристаллической решётке вольфрама с использованием пакета программ LAMMPS и многочастичного потенциала [3]. Запуск сверхзвуковых 1- и 2-краудионов осуществлялся путём задания равной по модулю, но противоположной по направлению начальной скорости V_0 одному атому и двум атомам соответственно, находящихся в одном плотноупакованном ряду на расстояние 68.4 Å. Визуализация результатов осуществлялось с помощью программы OVITO [4]. При симуляции использовались периодические граничные условия и не вводились тепловые колебания. По оси y и z были введены малые возмущения $Vy = Vz = 10^{-5}$ Å/ps. На рисунке представлена динамика столкновений сверхзвуковых 1- и 2-краудиона в ОЦК решётке вольфрама, запущенных со скоростью $V_0 =$ 65 Å/ps. Видно, что краудионы сохраняют свою идентичность и ведут себя как солитоноподобные объекты.



а б

Рис. 1. Результаты моделирования столкновений сверхзвуковых 1- и 2-крадуионов; во время (а) и после столкновения (б).

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 21-12-00229 и частично поддержана гос. заданием ИПСМ РАН, № АААА-А17-117041310220-8.

Литература

1. I.A. Shepelev, D.V. Bachurin, E.A. Korznikova, A.M. Bayazitov, S.V. Dmitriev, Mechanism of remote vacancy emergence by a supersonic crowdion cluster in a 2D Morse lattice. Chinese J. Phys. 70, 355 (2021).
2. R.T. Murzaev et al. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 1008, 012067 (2020).
3. P.A.T. Olsson, Semi-empirical atomistic study of point defect properties in BCC transition metals, Comp. Mater. Sci. 47, 135-145 (2009).
4. A. Stukowski, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 18, 015012 (2010).

ЗАЩИТНАЯ СПОСОБНОСТЬ ЛАКОКРАСОЧНОГО ПОКРЫТИЯ, НАНЕСЕННОГО НА ОБЕЗВОЖЕННУЮ ТЕРМОАБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ПОВЕРХНОСТЬ

В.Р. Вагазов[1], М.Р. Мардаганиев[1], Р.Р. Мулюков[2]

[1] ООО "Башнефть-Строй", Уфа
[2] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
vagazov.usptu@gmail.com

Эксплуатация металлоконструкций в нефтегазоваой отрасли связана с таким негативным фактором как преждевременный выход из работоспособного состояния вследствие воздействия коррозии. В настоящее время широко используют покрытия из лакокрасочных материалов для изоляции поверхности металла [1]. Перед нанесением лакокрасочного покрытия поверхность металла очищают, используя механические методы, с помощью которых достигается разная топология поверхности в зависимости от выбранного метода. Это, в свою очередь, может привезти к разной адгезии лакокрасочного покрытия. Для повышения защитных свойств покрытия представляется целесообразным применить не использованную ранее предварительную термоабразивоструйную очистку поверхности конструкций.

Целью исследования является – определить эффективность термообразивной очистки поверхности перед нанесением лакокрасочного покрытия.

Для проведения испытаний были изготовлены образцы из стали марки 09Г2С в количестве 4 штук с геометрическими размерами 150×100×2 мм. Образцы очистили термоабразивоструйной обработкой. Далее были выбраны две системы покрытий: эпоксидная шпатлевка ЭП-00-10 (3 слоя толщиной 110±10 мкм) и краска ХС-717 (3 слоя толщиной 110±10 мкм). Для выяснения причин изменения измеряемых характеристик на покрытиях искусственно создавали дефекты в виде надрезов и проколов до металла. В ходе испытаний образцы периодически извлекали из воды и помещали в раствор Na_2SO_4 на 20-40 мин, после этого измеряли потенциал коррозии и сопротивления. Непосредственно перед измерениями потенциала коррозии и сопротивления образцы выдерживали 2 ч в растворе Na_2SO_4.

Результаты исследования показали, что защитная способность лакокрасочного покрытия возрастает при повышении адгезионной прочности к стальной поверхности.

Существенное повышение адгезионной прочности лакокрасочных покрытий достигается нанесением их на предварительно обезвоженную методом термоабразивной обработки стальную поверхность.

Полученные экспериментальные данные указывают на возможность повышения адгезионной прочности лакокрасочного покрытия путем усовершенствования технологии подготовки металлических поверхностей и нанесения лакокрасочной композиции.

Литература

1 Розенфельд И.Л., Рубинштейн Ф. И., Жигалова К.А. Защита металлов от коррозии лакокрасочными покрытиями. М.: Химия, 1987. – 223 с.

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА В ЛИТОМ И КОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Р.Ю. Гайфуллин [1], Р.А. Асылбаева [1], И.М. Сафаров [2], Р.М. Галеев [2], И.И. Мусабиров [2]

[1] *Башкирский государственный университет, Уфа*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

gaifullin_1998@bk.ru

Сплавы Гейслера в области мартенситного превращения обладают сочетанием таких уникальных функциональных эффектов как ферромагнитный эффект памяти формы, магнитокалорический эффект, гигантское магнитосопротивление и др. Существенным недостатком сплавов в монокристаллическом и поликристаллическом состоянии являются пониженные эксплуатационные свойства. При многократных циклах мартенситного превращения, образцы сплавов разрушаются вследствие накопления дефектов, формирующихся упругими напряжениями при фазовом превращении. Одним из способов повышения эксплуатационных свойств материала является деформационно-термическая обработка (ДТО). При этом необходимо учитывать тот факт, что обработка может снизить величины функциональных эффектов из-за изменения зеренной микроструктуры и уменьшения среднего размера зерна. Касаемо сплавов Гейслера, при переводе микроструктуры в ультрамелкозернистое состояние выраженность мартенситного превращения снижается, а в нанокристаллическом состоянии отсутствует ферромагнитное упорядочение.

В данной работе представлены результаты исследования микроструктуры, анизотропии термического расширения, магнитных свойств и магнитокалорического эффекта в сплаве Гейслера $Ni_{2.25}Mn_{0.75}Ga_{0.93}Si_{0.07}$ в исходном литом состоянии и после ДТО методом всесторонней изотермической ковки при 700°C и степени деформации e=3.19.

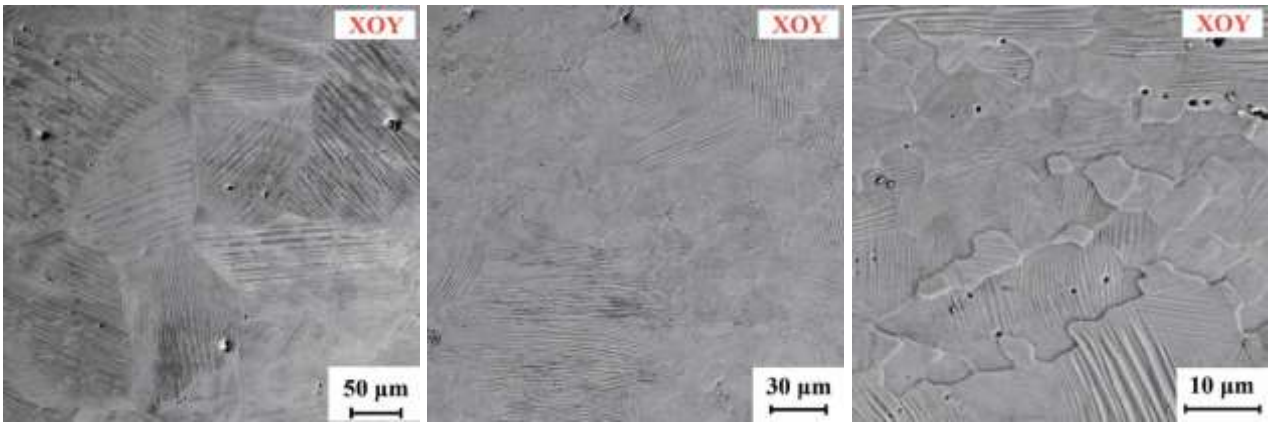


Рис. 1. Микроструктура сплава в исходном литом состоянии (a) и кованном состоянии при различных увеличениях (b, c)

Показано, что в результате обработки исходная микроструктура в виде крупных зерен размером 100-200 мкм трансформируется в двухкомпонентную микроструктуру, в которой крупные зерна окружены прослойкой мелкозернистой микроструктуры. Ранее было показано, что такой тип микроструктуры существенно повышает эксплуатационные свойства сплава Гейслера. Однако данный эффект был продемонстрирован на сплаве, в котором мартенситное превращение протекает в парамагнитном состоянии. В данной работе в исследуемом сплаве точка мартенситного превращения лежит ниже точки Кюри.

КОЭФФИЦИЕНТ ПОПЕРЕЧНОГО ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ ПУЧКА УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Л.Х. Галиахметова [1], С.В. Дмитриев [1,2], И.С. Павлов [2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*ФИЦ Институт прикладной физики РАН, Нижний Новгород*
rysaeva.l.h@gmail.com

Большинство материалов имеют положительный коэффициент теплового расширения (КТР), когда размеры тела увеличиваются при нагревании. КТР - одна из фундаментальных характеристик материалов, очень важная для инженерной практики. КТР положителен из-за асимметрии межатомных потенциалов, что справедливо для любого типа химической связи. Появление отрицательного КТР означает, что в структуре материала есть особенности, компенсирующие влияние асимметрии межатомных потенциалов. В некоторых сложных системах отрицательный КТР возникает из-за поперечных колебаний тонкостенных структурных элементов.

В работе рассматривается пучок углеродных нанотрубок (УНТ) в условиях плоской деформации. Этот материал обладает необычными механическими свойствами, так как состоит из сильнодеформируемых структурных элементов [1]. В частности, будет показано, что этот материал проявляет эффект отрицательного КТР в поперечном направлении. Пучок УНТ рассматривается в условиях плоской деформации, когда форма поперечных сечений УНТ полностью определяет деформированное состояние пучка.

Для изучения влияния диаметра УНТ на проявление отрицательного КТР были рассмотрены пучки УНТ хиральности зигзаг с числом атомов в поперечном сечении N = 18, 30, 42, 54, 66 и 72. На рис. 1 (а) показан фрагмент расчетной ячейки. Моделирование происходило следующим образом: сначала пучок УНТ релаксируется при нулевой температуре и давлении; затем, структура подвергается двухосному сжатию, и, используя термодинамический ансамбль NVT, температура линейно увеличивающаяся со временем. Давление как функция температуры показано на рис. 1 (б). Падение давления с ростом температуры означает отрицательный КТР системы.

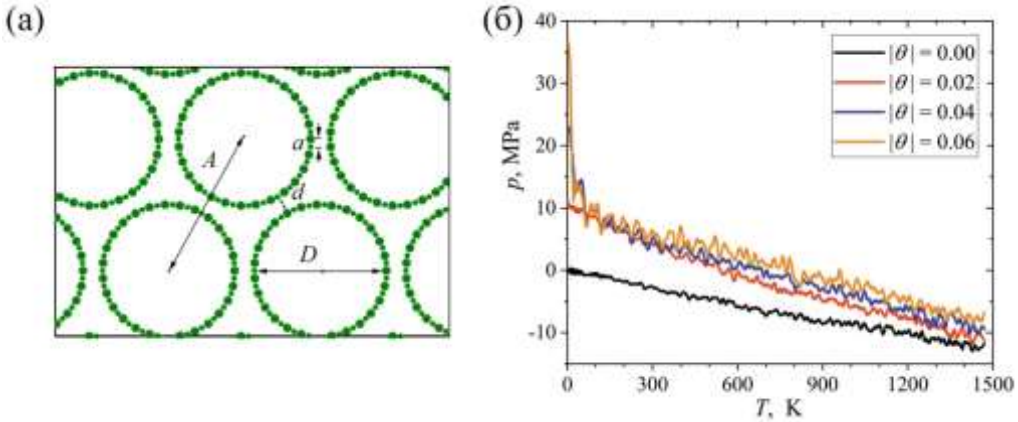


Рис. 1. (а) Поперечное сечение пучка УНТ с N=54. (б) Кривые давление-температура для пучка УНТ при разных значениях объемной деформации сжатия $|\theta|$.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 21-19-00813 и частично поддержана гос. заданием ИПСМ РАН, № АААА-А17-117041310220-8.

Литература

1. D.U. Abdullina, E.A. Korznikova, V.I. Dubinko, D.V. Laptev, A.A. Kudreyko, E.G. Soboleva, S.V. Dmitriev, K. Zhou // Computation. 2020, V. 8, P. 27.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

***Э.В. Галиева [1], Е.Ю. Классман[1], В.А. Валитов[1,2], Р.Я. Лутфуллин[1], А.А. Бикмухаметова [1]**

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
*galieva_elvina_v@mail.ru

На примере двух жаропрочных никелевых сплавов с различным типом упрочняющей фазы: ЭК61 (упрочняющая фаза γ′′-Ni_3Nb) и ЭП975 (упрочняющая фаза γ′-$Ni_3(Al,Ti)$) показано, что формирование в объемных заготовках смешанной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, с размерами зерен матрицы (γ-фазы) и второй γ′- фазы менее 1 мкм позволяет реализовать в них эффект низкотемпературной сверхпластичности (СП) [1]. Разработаны режимы получения в условиях высокотемпературной и низкотемпературной СП качественных ТФС соединений деформируемых жаропрочных никелевых сплавов ЭК61 и ЭП975 с монокристаллическими интерметаллидными сплавами на основе Ni_3Al типа ВКНА.

В работах [2-5] на комбинации разноименных сплавов ЭП975//ВКНА-25 проанализированы особенности формирования твердофазного соединения (ТФС) при сварке давлением (СД) с использованием эффекта сверхпластичности. Показано, что использование сплава ЭП975 с предварительно подготовленной смешанной УМЗ структурой позволяет снизить температуру сварки давлением на 175 °С и получить ТФС в условиях низкотемпературной СП. Проведение термической обработки способствует активации диффузии тугоплавких элементов и обеспечивает их более плавное распределение в зоне ТФС, при этом никаких хрупких частиц избыточных фаз не выделяется.

В работах [6-7] продемонстрирована эффективность метода СД с использованием сверхпластической деформации на комбинациях из разноименных сплавов ЭК61//ЭП741НП и ЭК79//ЭП975. В этом случае наблюдается идентичная картина: вся сверхпластическая деформация сосредотачивается в сплаве с УМЗ структурой. Таким образом, СД с использованием эффекта сверхпластичности является эффективным методом для формирования ТФС из жаропрочных сплавов на основе никеля.

Литература

1. Э.В. Галиева, В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин, Е.Ю. Классман, М.И. Нагимов // Сборник тезисов докладов «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы». Уфа. Россия. 2018. С. 82.
2. Патент РФ №2608118 Способ изготовления биметаллического изделия / Валитов В.А., Мулюков Р.Р., Оспенникова О.Г., Поварова К.Б., Базылева О.А., Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я., Овсепян С.В., Дмитриев С.В., Ахунова А.Х., Дроздов А.А., Мухаметрахимов М.Х.; заявитель и патентообладатель ИПСМ РАН. - опубл. 13.01.2017, Бюл. 2.
3. А.А. Дроздов, К.Б. Поварова, В.А. Валитов, Э.В. Галиева, Э.Г. Аргинбаева, О.А. Базылева, М.А. Булахтина, А.Н. Раевских // Металлы. 2020. № 4. С. 48–55.
4. К. Б. Поварова, В. А. Валитов, С. В. Овсепян, А. А. Дроздов, О. А. Базылева, Э. В. Валитова // Металлы. 2014. № 5. С. 61–70.
5. А.А. Дроздов, К.Б. Поварова, В.А. Валитов, О.А. Базылева, Э.В. Галиева, М. А. Булахтина, Э. Г. Аргинбаева // Металлы. 2019. № 6. С. 53–64.
6. Э.В. Галиева, В.А. Валитов, М.Ю. Жигалова, Р.Я. Лутфуллин, А.Х. Ахунова // Физика и механика материалов. 2017. Т. 33. С. 57-68.
7. Э.В. Галиева, Н.В. Батаев, В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 7. № 7. С. 507-512.

К ВОПРОСУ ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОСТДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

А.А Ганеев, Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
artem@imsp.ru

Поликристаллические жаропрочные никелевые сплавы широко используются в газотурбинных двигателях (ГТД), в частности, в качестве материала дисков турбин. Диски относятся к ответственным деталям ГТД, для которых важно тщательно контролировать микроструктуру и, в частности, размер γ зерен, который оказывает значительное влияние на механические свойства получаемого диска. Ключевым для управления микроструктурой в диске является достижение однородной и рекристаллизованной мелкозернистой структуры (d_γ<5-10 мкм), из которой с помощью термической обработки можно получить регламентированную структуру. Между тем достижение полностью рекристаллизованной мелкозернистой структуры в жаропрочных никелевых сплавах является сложной технической задачей из-за ограниченной деформационной способности таких сплавов, сложности обеспечения однородного развития динамической рекристаллизации в объеме заготовки при любой схеме деформационной обработки, трудности применения постдинамического рекристаллизационного отжига, сопровождающегося, как правило, значительным ростом γ зерен.

Объектом исследования в настоящей работе является высоколегированный дисковый никелевый сплав СДЖС-15 (Ni-28(Cr,Co)-12.5(Al,Ti,Nb,Ta)-9(Mo,W,Re)-0.17(C,La,Y,Ce,B), вес.%), полученный литьем. Для сплава ранее были разработаны эффективные способы термической и деформационно-термической обработки, включающие в себя штамповку в толстостенном контейнере с промежуточными отжигами, а также режимы обработки на твердый раствор. Было обнаружено, что в случае горячей штамповки объемных заготовок на 40-70°С ниже температуры полного растворения γ′-фазы (T_s≈1220°С) с промежуточными отжигами даже после деформации на величину e=1.4-1.6 в структуре сохраняются крупные нерекристаллизованные γ зерна. Цель данной работы - оценка кинетики постдинамической рекристаллизации в зависимости от времени отжига, при этом критерием качества проводимой термической обработки было сохранение в штамповке мелкозернистой структуры (d_γ<5-10 мкм). Таким образом, проводимый после штамповки отжиг нацеливался на развитие первичной рекристаллизации в оставшихся нерекристаллизованных γ зернах при ограниченном развитии собирательной рекристаллизации мелкозернистой структуры.

Эксперимент включал в себя анализ микроструктуры штампованной заготовки, подвергнутой отжигу при температуре T_s-70 в течение 1-16 часов, с помощью EBSD-метода. EBSD-анализ проводили от центральной и периферийной части штамповки, после каждого отжига принимая во внимание идентичные по расположению (по толщине и радиальному расстоянию) области заготовки. Установлено, что с увеличением времени отжига крупные нерекристаллизованные γ зерна постепенно рекристаллизовались при одновременном увеличении доли высокоугловых границ и незначительном росте мелких зерен. На основе выполненной работы на примере сплава СДЖС-15 уточнена технологическая последовательность обработки высоколегированных никелевых сплавов, изготовленных литьем. Она включает в себя гомогенизационный отжиг, штамповку при температуре T_s-(40-70) с промежуточными отжигами, постдинамический отжиг при температуре T_s-70 и заключительную термическую обработку.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (№ АААА-А17-117041310215-4).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРУБНЫХ ДЕФЕКТОВ U-ОБРАЗНЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ НА ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЙ И ТЕПЛООБМЕННЫЙ ПРОЦЕСС

Забатурин А. М, М. Ю. Печенкина

Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа, Российская Федерация

В процессе изготовлении теплообменных труб могут возникать трубные дефекты, которые могут оказывать влияние на работу аппарата в целом, например, овальность или образование гофр на участке гиба, если U-образные трубы изготавливают гибкой**.** А также усиление корня сварного шва внутри трубы, возникающего при сварке прямолинейных участков труб с крутоизогнутыми отводами.

Для проведения исследований были смоделированы два характерных дефекта для U-образных кожухотрубчатых теплообменных аппаратов, таких как овальность и усиление корня сварного шва. Для сравнения использовалась гладкая труба с аналогичными параметрами.

Геометрические параметры U-образных труб выбраны для теплообменных аппаратов с диаметром от 600 до 1200 мм. За основу была выбрана U-образная труба с внутренним диаметром 16 мм. Для моделей труб радиусы гиба составляют 22 мм, 45 мм и 135 мм. Теплообмен происходит по внутренней поверхности трубы, температура которой постоянна и составляет 20 ^{0}C, для моделирования обмывания труб потоком холодной воды. В качестве рабочей среды в трубном пространстве было принято решение взять вязкую жидкость, в данном случае масло МК с температурой 60°C. Скорость течения потока равна 0,2 м/с.

Проведено расчетное исследование трубных дефектов в U-образной трубе в ANSYS Workbench, для этого в Компас 3D были созданы модели, соответствующие трубным дефектам с тремя радиусами гиба, которые сравнивались с круглым сечением в месте изгиба без каких-либо дефектов.

Изначально был рассмотрен дефект овальность с размерами 14,22x18,0 мм. Исследовались такие параметры как распределение температуры вдоль внутренней поверхности трубы, изменения скорости и давления.

Как показали результаты эксперимента, овальность практически не оказывает негативного влияния на гидродинамический и теплообменный процесс. Результаты показали что в сравнении с гладкими трубами показатели температуры, скорости потока и давления меняются не более чем 1,5 %. Таким образом можно признать, что овальность, возникающая при гибке труб, при условии сохранения площади поперечного сечения не оказывает влияния на теплообменный процесс.

Второй дефект усиления корня сварного шва с размером 1 мм, моделировалось как местное сужение радиусом 0,5мм у каждой стенки трубы. Результаты показали, что в сравнении с гладкими трубами показатели температуры, скорости потока и давления меняются значительно до 15,0 %. Таким образом, наличие усиления сварного шва оказывает негативное влияние на области местного сопротивления в изогнутой части трубы и оказывают существенное влияние на теплообменный процесс. Наиболее неблагоприятным случаем является изготовление U-образных труб сваркой с изогнутыми отводами. Наличие внутри трубы наплыва металла сварного шва оказывает существенное влияние на теплообменный процесс изменение давления а значит и на долговечность конструкции в целом. Все это говорит о том, что U-образные трубы для кожухотрубчатых теплообменных аппаратов лучше изготавливать без использования сварочных швов.

ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК БОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА СДЖС-15

Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, А.А Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
zayn.rishat@yandex.ru

Повышение характеристик газотурбинных двигателей (ГТД) связано с разработкой новых жаропрочных сплавов, которые бы отвечали повышенным эксплуатационным требованиям. Недавно был разработан высоколегированный никелевый сплав СДЖС-15 (Ni-28(Cr,Co)-12.5(Al,Ti,Nb,Ta)-9(Mo,W,Re)-0.17(C,La,Y,Ce,B), вес.%), изготовленный литьем и содержащий около 68 об.% упрочняющей γ′(Ni_3Al) фазы. Для сплава СДЖС-15 были разработаны условия деформационно-термической и термической обработки [1,2]. По механическим свойствам СДЖС-15 на сегодня является одним из самых перспективных дисковых сплавов для ГТД. Вместе с тем было обнаружено, что после обработки на твердый раствор при температурах чуть ниже температуры полного растворения γ′-фазы происходит рост γ зерен до 30-60 мкм, приводящий к заметному снижению пластичности и предела прочности при растяжении, особенно при повышенных температурах. Было выдвинуто предположение о том, что высокое легирование (в частности, рением, являющимся сильнейшим твердорастворным упрочнителем матричной γ-фазы) приводит к упрочнению γ зерен, прочность которых становится сравнимой или превышающей когезионную прочность межзеренных и межфазных границ в сплаве. Это ведет к изменению характера разрушения от транс- к интеркристаллитному и отмеченному выше снижению свойств при растяжении [2]. Между тем известно, что на когезионную прочность межзереннных и межфазных границ в никелевых сплавах можно повлиять с помощью микролегирования бором [3,4].

В настоящей работе было выплавлено два лабораторных слитка сплава СДЖС-15 с содержанием бора 0.015 вес.% (исходное содержание бора в слитке) и 0.042 вес. %. Слитки сплавов были подвергнуты обработке по двум режимам, идентичным для каждого сплава: 1) гомогенизационный отжиг, обработка на твердый раствор и старение. Такая обработка привела к формированию в обоих сплавах крупнозернистой структуры с дисперсными выделениями γ′-фазы; 2) гомогенизационный отжиг, деформационно-термическая обработка, обработка на твердый раствор и старение. В этом случае в обоих сплавах была получена относительно мелкозернистая структура со средним размером γ зерен в диапазоне 20-30 мкм и преимущественно дисперсными выделениями γ′-фазы. Сравнительное исследование механических свойств сплавов показало, что сплав с 0.042 вес.% бора демонстрировал в интервале температур 20-850°C в основном (с некоторыми исключениями) более высокую прочность и пластичность, что может быть объяснено положительным влиянием повышенного содержания бора на когезионную прочность границ.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (№ АААА-А17-117041310215-4).

Литература

1. Sh.Kh. Mukhtarov, V.M. Imayev, A.V. Logunov et al // Materials Science and Technology. 2019. 35. P. 1605-1613.
2. V. Imayev, Sh. Mukhtarov, K. Mukhtarova, A. Ganeev, R. Shakhov, N. Parkhimovich, A. Logunov // Metals. 2020. 10. 1606.
3. S.A. Hosseini, S.M. Abbasi, K.Z. Madar // Materials Science & Engineering A. 2018. 712. P. 780-789.
4. P. Kontis, H.A. Mohd Yusof, S. Pedrazzini et al // Acta Materialia. 2016. 103. P. 688-699.

СОЗДАНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АК4-1 И АК12 В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г.Р. Закирова [1], Г.Р. Халикова [1,2], В.Г. Трифонов [1,2]

[1] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
gulnara.r.khalikova@gmail.com

В данной работе исследуется влияние структуры на твердость биметаллического соединения, изготовленного методом интенсивной пластической деформации при повышенных температурах в процессе трения с перемешиванием интегрируемых алюминиевых сплавов АК4-1 (Al-Cu-Mg-Ni-Fe) и АК12 (Al-Si-Mg-Mn-Fe-Cu) в монолитное соединение для локального приповерхностного упрочнения.

В исходном образце сплава АК4-1 был вырезан пазы шириной и глубиной 2 мм, в который помещалась вставка в виде прямоугольного параллелепипеда из сплава АК12. При помощи твердосплавного металлического вращающего инструмента (пина) сплав АК12 в твердофазном состоянии «замешивался» в сплав АК4-1, формируя однородное бездефектное биметаллическое соединение. При этом линейная скорость и скорость вращения были постоянны.

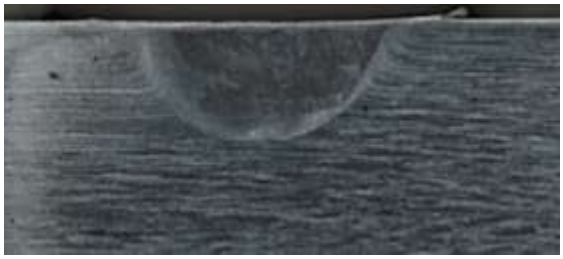


Рисунок 1 – Макроструктура биметаллического соединения
из алюминиевых сплавов АК4-1 и АК12,
изготовленного в процессе трения с перемешиванием

С использованием растровой электронной микроскопии было показано диспергирование структурных составляющих. В частности, проведена количественная оценка частиц кремния, средняя площадь которых в зоне перемешивания составляет 2,8 мкм^2, в то время как в исходном состоянии в сплаве АК12 средний размер кремниевых частиц достигает 3,6 мкм^2. При этом твердость биметаллического соединения составляла 40 HRB, в сплаве АК4-1 - 33 HRB.

В работе обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций и влияние их на твердость биметаллического соединения, полученного обработкой трением с перемешиванием.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1 НА ОСНОВЕ ЗАКРУЧИВАНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА

Ю.В. Замараева[1,2], Ю.Н. Логинов [1,2], М.В. Ерпалов [2]

[1]*Институт физики металлов им. Михеева УрО РАН, Екатеринбург*
[2]*УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург*
zamaraevajulia@yandex.ru

В настоящее время магний и его сплавы являются перспективными биосовместимыми и биоразлагаемыми материалами в области медицины [1]. В связи с чем исследование их реологических и пластических свойств является актуальной задачей. Целью работы является определение предельной степени деформации до разрушения на основе испытания цилиндрического образца из сплава магния на закручивание.

В данном исследовании предельную степень деформации сдвига до разрушения определяли посредством испытания на закручивание (μ_σ=0, σ/T=0) при комнатной температуре цилиндрического образца из сплава МА2-1 диаметром рабочей части d=7,4 мм и длиной l=30 мм. Скорость вращения активного захвата испытательной установки была задана равной ω = 1 об/мин. Для проведения эксперимента использован испытательный стенд на кручение Уральского федерального университета.

Следует отметить, что до испытания вдоль рабочей части на боковой поверхности образца нанесена риска (рис.1).

Рис. 1. Образец с нанесенной риской

Распределение степени деформации после разрушения образца (рис.2) оценивалось на основе угла наклона риски к образующей боковой поверхности образца γ [2].

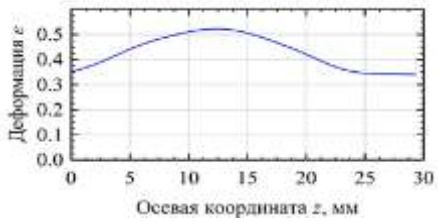


Рис. 2. Распределение степени деформации вдоль образца после разрушения

Полученные данные о распределении деформации вдоль образца позволили установить значение степени деформации ε = 0,36, что соответствует степени деформации сдвига Λ=0,62. Полученное значение степени деформации сдвига может быть использовано для построения диаграммы пластичности и оптимизации технологического процесса по обработке сплава МА2-1.

Литература

1. Д. А. Волков, А. А. Леонов, И. Ю. Мухина, З. П. Уридия // Труды ВИАМ. 2019. № 3. С. 35-43.
2. В.Л. Колмогоров. Механика обработки металлов давлением. Учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. Екатеринбург: изд-во Уральского государственного технического университета – УПИ, 2001. 836 с.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Re/Zn В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ НА ИХ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ

С.В. Засыпкин [1], А.И. Иртегов [2] А.И. Брилевский [1], А.В. Данюк [1], Д.Л. Мерсон [1]

[1]*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*
[2]*ООО «Соликамский опытно-металлургический завод*
Zvs181@mail.ru

Магниевые сплавы с LPSO структурой являются весьма перспективными с точки зрения их механических характеристик. Однако основная их сфера применения – это деформируемые сплавы. Недостаточное развитие литейных магниевых сплава с LPSO структурой связано с их сложным фазовым составом. Так, например, в работе [1] Zhang Z и др. предлагают оптимальные соотношения содержания Y/Zn, при которых в магниевых сплавах будет преимущественно LPSO фаза (X-фаза) в сочетании с частицами Mg24Re5, позволяющими реализовать механизм дисперсионного упрочнения. Однако эта работа также проводилась со сплавами, обрабатываемыми экструзией.

Целью данной работы было: проверить предложенную модель [1] фазообразования в зависимости от соотношений Re/Zn (где Re = Y+Gd), а также реализовать механизмы дисперсионного упрочнения в литых сплавах с LPSO-фазой.

В качестве исследуемых сплавов были выбраны композиции Mg-9,5Re-2,4Zn-0,7Zr; Mg-10,5Re-2,4Zn-0,7Zr и Mg-11,5Re-2,4Zn-0,7Zr (далее сплав 1, 2, 3) производства ООО «СОМЗ», соотношение Re/Zn в которых равно 3,96; 4,38 и 4,79 соответственно. Термообработку (ТО) сплавов проводили по режиму Т6: отжиг 545^{o}С 16 ч. с последующей закалкой в горячую воду плюс старение 200^{o}С 24 ч. Микроструктуры в исходном состоянии и после ТО изучали с помощью микроскопов LEXT OLS4000 Olympus и Zeiss Sigma, соответственно, а твёрдость сплавов по Бринеллю – с помощью прибора НВ-3000В.

Установлено, что в исходном состоянии твердость сплавов коррелирует не столько с фазовым составом, сколько с размером зерна. После гомогенизации твёрдость сплавов в основном снизилась, что объясняется увеличением размера зерна α-Mg в результате прошедшей рекристаллизацией. При последующем старении твёрдость сплавов снова повысилась до исходных или даже превышающих их значений, что очевидно свидетельствует о протекающих механизмах дисперсионного упрочнения.

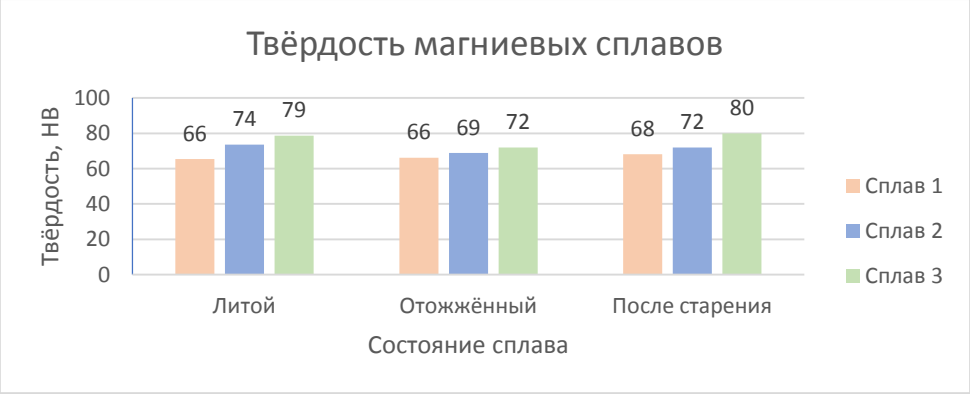


Рисунок 1 – Твёрдость магниевых сплавов в разных состояниях.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FEMR-2020-0003).

Литература

1. Zhang Z. et al. Effects of phase composition and content on the microstructures and mechanical properties of high strength Mg–Y–Zn–Zr alloys //Materials & design. – 2015. – Т. 88. – С. 915

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕДОСТЬ АЛЮМИНИЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ -196°С

Р. Р. Ильясов, И. Ш. Валеев, А. Х. Валеева, С. В. Крымский, Е. В. Автократова, О. Ш. Ситдиков, М. В. Маркушев

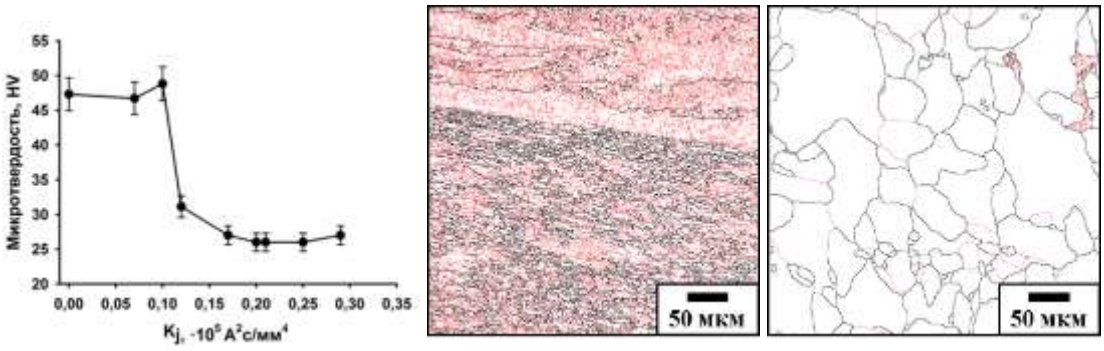
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
ilyasov@imsp.ru

Исследовали влияние деформации при температуре жидкого азота и энергии последующей электроимпульсной обработки (ЭИО) на структуру и твердость алюминия (АВЧ). Деформацию образцов из слитка осуществили многопроходной прокаткой с суммарной степенью обжатия 90% в изотермических условиях. ЭИО проводили по методике, описанной в [1], энергию изменяли в диапазоне K_j от 0 0,066 до $0{,}290\times10^5$ $А^2с/мм^4$. Параметры структуры и твердость алюминия анализировали в плоскости прокатки. Использовали стандартные методы оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, и метод Виккерса, соответственно.

Установлено, что ЭИО с уровнем энергии импульса до $K_j=0{,}104\times10^5$ $А^2с/мм^4$ практически не сказалась на микротвердости алюминия, достигнутой при криопрокатке (45-50HV). (рис. 1а). С увеличением энергии до $K_j=0{,}121\times10^5$ $А^2с/мм^4$ отмечалось резкое снижение твердости до 30HV, которая в дальнейшем плавно снижалась до 25HV и стабилизировалась на этом уровне.

Анализ структуры показал, что в результате криогенной прокатки в алюминии сформировалась неоднородная деформированная структура с размером кристаллитов (зерен и субзерен) около 2 мкм и высокой плотностью дислокаций (рис. 1б). Электроимпульсная обработка с K_j до $0{,}104\times10^5$ $А^2с/мм^4$, наряду со снижением плотности дислокаций и микроискажений решетки, приводила к формированию новых зерен размером около 4 мкм и объемной долей до 50%. С увеличением энергии ЭИО до $K_j=0{,}121\times10^5$ $А^2с/мм^4$ процесс трансформации деформированной структуры в рекристаллизованную завершался и в дальнейшем сопровождался нормальным ростом зерен до 50-60 мкм (рис. 1в).

Обсуждена природа обнаруженного структурно-механического поведения алюминия.



а б в

Рис. 1. Зависимость микротвердости криокатаного алюминия от энергии ЭИО (а) и его микроструктура после прокатки (б) и ЭИО с $K_j=0{,}121\times10^5$ $А^2с/мм^4$ (в)

Литература

1. I.Sh. Valeev, A. Kh. Valeeva, R. R. Ilyasov, O. Sh. Sitdikov, M. V. Markushev // Letters on Materials 9 (4), 2019 pp. 447-450.

ОБ ЭФФЕКТЕ СОЧЕТАНИЯ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ

Р. Р. Ильясов, И. Ш. Валеев, А. Х. Валеева, Крымский С.В., О. Ш. Ситдиков, М. В. Маркушев

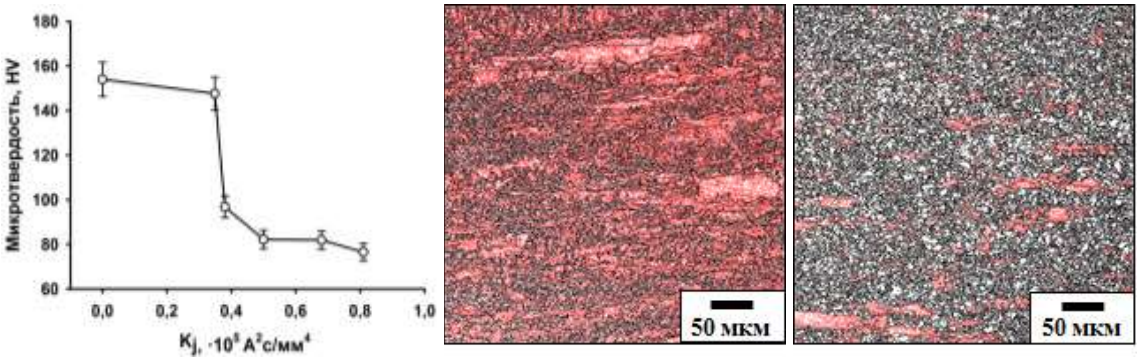
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
ilyasov@imsp.ru

Исследовали влияние энергии электроимпульсной обработки (ЭИО) на структуру и твердость меди, деформированной при температуре жидкого азота. Деформацию меди марки М1 с исходным размером зерна 50 мкм осуществили многопроходной прокаткой с суммарной степенью обжатия 90% в изотермических условиях. ЭИО проводили по методике, описанной в [1], энергию изменяли в диапазоне K_j от 0.35 до 0.81×10^5 $А^2с/мм^4$. Параметры структуры меди и твердость анализировали в плоскости прокатки. Использовали стандартные методы SEM-EBSD и рентгеноструктурного анализа, и метод Виккерса, соответственно.

Обнаружено, что после воздействия импульсом тока с $K_j=0.35\times10^5$ $А^2с/мм^4$ микротвердость меди оставалась на уровне криокатанного состояния в интервале 155-145HV (рис.1а). С увеличением же K_j до 0.38×10^5 $А^2с/мм^4$ происходило резкое снижение твердости до 100HV, которая с дальнейшим повышением энергии ЭИО плавно снижалась до 75HV.

Структурные исследования показали, что прокатка формировала сильнодеформированную (суб)зеренную структуру с размером кристаллитов 1 мкм и долей высокоугловых границ около 30% (рис. 1б). Последующая ЭИО с энергией 0.35×10^5 $А^2с/мм^4$ приводила к уменьшению плотности дислокаций и снижению микроискажений кристаллической решетки, и не вызывала заметных изменений иных параметров структуры. После же импульсов с более высокими энергиями на месте деформированной структуры наблюдали области с новыми мелкими свободными от дефектов зерен (рис. 1в), доля которых увеличивалась с повышением K_j. В результате статического возврата и *in-situ* непрерывной статической рекристаллизации, после ЭИО с $K_j=0.50\times10^5$ $А^2с/мм^4$ была получена однородная мелкозернистая структура с размером зерна 2 мкм и долей высокоугловых границ около 90%. С дальнейшим увеличением вложенной энергии до 0.81×10^5 $А^2с/мм^4$ отмечали нормальный рост зерен до 4 мкм, сопровождаемый интенсивным формированием двойников отжига.

Обсуждена природа структурно-механического поведения меди. Сделан вывод о целесообразности использования сочетания криогенной прокатки и ЭИО для получения ультрамелкозернистых листовых заготовок.



а б в

Рис. 1. Зависимость микротвердости криокатаной меди от энергии ЭИО (а) и ее микроструктур после прокатки (б) и ЭИО с $K_j=0{,}38\times10^5$ $А^2с/мм^4$ (в)

Литература

1. I.Sh. Valeev, A. Kh. Valeeva, R. R. Ilyasov, O. Sh. Sitdikov, M. V. Markushev // Letters on Materials 9 (4), 2019 pp. 447-450.

АНАЛИЗ КОНСТАНТ УСТОЙЧИВОСТИ ГРАФИНА

Я.Б. Исханова[1], Д.С. Лисовенко[2], В.А. Городцов[2], Ю.А. Баимова[3]

[1]*Башкирский государственный университет, Уфа*
[2]*Институт проблем механики РАН, Уфа*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
Julia.a.baimova@gmail.com

Графины представляют собой новый класс двумерных структур, в которых атомы углерода уложены в разные типы решеток, так, что гибридизация атома углерода может меняться от sp^2 к sp. Многочисленные примеры подобных структур были показаны теоретически [1], хотя следует заметить, что предпринятые ранее попытки экспериментального синтеза этих структур не увенчались успехом. В силу нестандартной укладки атомов, подобные материалы могут иметь новые уникальные свойства. На рис. 1 показаны примеры такой структуры в плоскости *xy* для разных типов графина. Атомы лежат в одной плоскости.

Ранее для подобных материалов были рассчитаны модули упругости и некоторые структурные данные, а также предел прочности на растяжение [1,2]. Однако полного анализа коэффициентов упругости, таких как коэффициенты жесткости и податливости, коэффициенты Пуассона, модули Юнга и модули сдвига не проводилось.

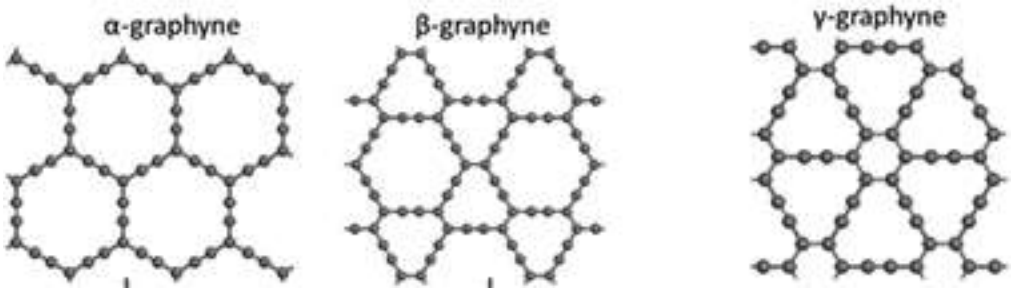


Рис. 1. Структура графинов разного типа.

В данной работе методом молекулярной динамики с использование многочастичного межатомного потенциала исследованы константы упругости графина разных структурных модификаций. Анализ коэффициентов упругости и податливости проводился с помощью атомистического расчета, тогда как расчеты коэффициента Пуассона, модуля Юнга и модуля сдвига проводись аналитическими методами.

Литература

1. V. V. Mavrinskii, E. A. Belenkov. Structural types of graphyne layers formed on the basis of 4-6-12 graphene. // J. Phys.: Conf. Ser. 2020. V. 1431. P. 012010.
2. Y. Zhang, Q.-X. Pei. From graphene to graphynes: mechanical properties and fracture behavior. // J. Nanosci. Lett. 2014. V. 4. P. 5.

MAGNETIC SUSCEPTIBILITY, EPR, NEXAFS AND XPS SPECTRA OF Fe-DOPED $CaBi_2Nb_2O_9$

L.O. Karlova [1], V. P. Lutoev [2], B. A. Makeev [2], S. V. Nekipelov [3], N. A. Zhuk [1]

[1]*Syktyvkar State University, Syktyvkar*
[2]*Institute of Geology of the Komi Science Center UB RAS*
[3]*Institute of Physics and Mathematics of the Komi Science Center UB RAS*
larisa.karlowa@yandex.ru

In order to study the electronic state of Fe atoms and interatomic exchange interactions in solid solutions of $Bi_2CaNb_{2-2x}Fe_{2x}O_{9-\delta}$ with perovskite structure, methods of magnetic dilution, NEXAFS, XPS and EPR spectroscopy were used [1, 2]. Increased values of the magnetic moment of iron atoms in solid solutions compared to pure spin values for Fe(III) are explained by the presence of clusters of Fe(III) atoms predominantly with antiferromagnetic type of exchange. Exchange parameters and cluster distribution in $Bi_2CaNb_{2-2x}Fe_{2x}O_{9-\delta}$ solid solutions depending on the Fe content were calculated according to the Heisenberg–Dirac–van Vleck model. The effect of calcium atoms on the clusterization degree and intensity of Fe interatomic exchange interactions was displayed. XPS spectra of $Bi_2CaNb_{2-2x}Fe_{2x}O_{9-\delta}$, were identified to enable estimation of the effective charge of the atoms composing it. The analysis of the NEXAFS Fe2p-spectra of iron oxides and the iron-containing solid solutions revealed that Fe atoms were mainly in an oxidation state of +3. EPR spectra of Fe containing solid solution powder show an intense asymmetric line in the low-field part of the spectra at g = 4.27 with weakly manifested shoulder g □ 8-10 and a broad component in the g □ 2 range with a high-field wing.

References

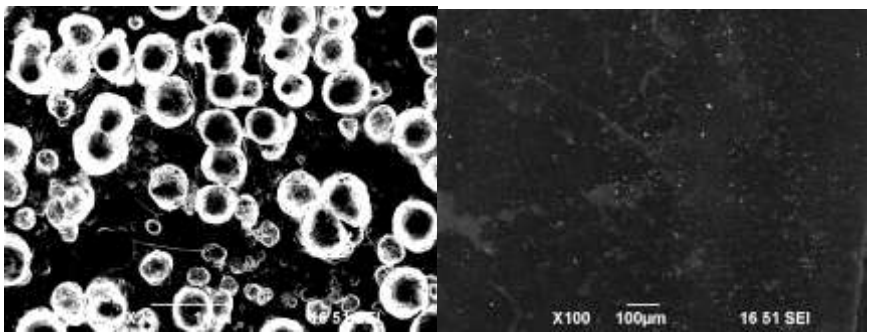
1. N.A. Zhuk, N.V. Chezhina, V.A. Belyy, et al // J. Magn. Magn. Mater. 2018. № 451. C. 96-101.
2. N.A. Zhuk, N.V. Chezhina, V.A. Belyy, et al // J. Magn. Magn. Mater. 2019. № 469. C. 574-579.

КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Э.М. Каюмова [1], А.А. Чуракова[2,3], О.Р. Латыпов[1]

[1] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
[2] *Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[3] *Институт физики молекул и кристаллов – обособленное структурное подразделение Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа*
elina770298@yandex.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) принадлежат к классу функциональных материалов с эффектами памяти формы (ЭПФ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями «B2-B19’», протекающими в диапазоне температур, близких к комнатным. Сплавы с памятью формы обладают уникальной способностью восстанавливать значительную неупругую деформацию. Коррозионная стойкость во многом определяется степенью дефектности материала и особенностями имплантации его в организм человека как одного из самых активных носителей агрессивных сред. Ткани представляют сложную биологическую систему, реагирующую на введение имплантата изменением собственной структуры вплоть до физико-механических разрушений. Поэтому важно знать особенности коррозионного поведения; влияющие на биохимическую и биомеханическую совместимость с тканями организма. Использование сплавов на основе никелида титана в медицине и технике стимулировало широкие исследования электрохимического поведения и коррозионной стойкости этих материалов в различных агрессивных средах. В качестве материала исследования был выбран застехиометрический сплав $Ti_{49}Ni_{51}$. Сплав – имеет ОЦК решетку, упорядоченную по типу B2 и фазу, обогащенную никелем Ti_2Ni_3, с крупнозернистой структурой (КЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Исследование коррозионного поведения проводились гравиметрическим методом, образцы выдерживались в водном растворе NaCl и H_2SO_4 в течение месяца. На рис. 1 представлена структура образцов сплава TiNi после коррозионных испытаний в растворе NaCl и H_2SO_4.



а б

Рис. 1. Структура поверхности образцов сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ в крупнозернистом (а) и ультрамелкозернистом (б) состояниях после коррозионных испытаний

Исследования показали, что в крупнозернистом состоянии коррозионное растворение происходит значительно интенсивнее, чем в ультрамелкозернистом состоянии. Так на поверхности образца четко видны следы питтинговой коррозии, в то время как в ультрамелкозернистом состоянии наблюдаются лишь незначительные следы продуктов коррозии.

Исследования проведены при поддержке гранта Министерства науки и высшего образования Российской Федерации согласно Соглашению № 075-15-2021-253 от 15.04.2021 г., внутренний номер МК-6202.2021.1.2.

УПРОЧНЯЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22

Е.Ю. Классман

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
klassman@mail.ru

Комплексно-легированный титановый сплав ВТ22 отличается максимальным эффектом упрочняющей термообработки (ТО), относится к классу наиболее высокопрочных титановых сплавов, применяется, главным образом, в виде крупногабаритных прутков и поковок с крупнозернистой структурой. Данные о режимах упрочняющей ТО применительно к листовым полуфабрикатам из данного сплава в научно-технической литературе представлены весьма скудно. В термически упрочненном состоянии сплав ВТ22 достигает прочности σв ~1590 МПа при пластичности по относительному удлинению δ ~ 6,4 %, при этом известные режимы термической обработки являются многоступенчатыми и длительными по времени [1]. В этой связи, актуальным является разработка менее затратных и трудоемких режимов упрочняющей термической обработки применительно к листовому титановому сплаву ВТ22.

В результате экспериментов мы достигли в листовых заготовках сплава ВТ22 высокий комплекс механических свойств: $Б_{0,2}$ = 1360 МПа, Бв = 1400 МПа, δ = 7,4 %, ψ = 14 % после закалки с температуры 780 °С и последующего старения при температуре 540 °С в течение 4 часов. Выявлено, что морфология структуры не претерпевает существенных изменений в зависимости от различных температурно-временных режимов старения. Установлено, что величина исходного размера зерна непосредственным образом влияет на объемную долю и дисперсность выделяющейся при старении третичной α-фазы: чем меньше размер α-зерна, тем более дисперсна выделяющаяся в большем объеме третичная α-фаза.

Отмечена нестабильность механических свойств (таблица 1), связанная с проведением неравномерной горячей деформации.

Таблица 1. Механические свойства листов сплава ВТ22 после упрочняющей ТО

Свойства	Середина	2/5 по ширине	Край
$\sigma_{0,2,}$ МПа	1395	1375	1300
$\sigma_{в,}$ МПа	1440	1410	1350
δ, %	6,5	7,3	8,5

В образцах, вырезанных из середины листовой полосы, показатели прочности на ~ 7 % выше, чем у образцов, вырезанных из других участков. Пластичность проявляет иную закономерность: по краю прокатанной полосы она выше на ~ 35 %.

Литература

1. И.В. Нарыгина. Структурные и фазовые превращения в (α+β)-титановых сплавах переходного класса при термическом и деформационном воздействии: дис. канд. тех. наук: 24.12.2010 / Нарыгина Ирина Вячеславовна. – Екатеринбург, 2010. – 184 с.

ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61

В.А. Валитов[1,2*], **И.Ш. Валеев**[1], **И.И. Мусабиров**[1], **Е.Ю. Классман**[1], **А.А. Бикмухаметова**[1], **Э.В. Галиева**[1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
* valitov_va@mail.ru

Градиентную структуру возможно получить за счет радиально-сдвиговой прокатки (РСП), особенностью которой является сложная схема напряженно-деформированного состояния, приводящая к возникновению в периферийной приповерхностной зоне прокатываемой заготовки максимальных сдвиговых деформаций, которые уменьшаются в направлении центральной зоны [1,2]. Последнее обусловливает получение градиентных свойств, изменяющихся от центра к наружной поверхности прокатанной заготовки. Целью работы является исследование влияния РСП на формирование градиентной структуры в никелевом сплаве ЭК61.

РСП позволяет сформировать в прокатанной заготовке из сплава ЭК61 градиентную структуру, в которой имеет место изменение в радиальном направлении размера рекристаллизованных зерен γ – фазы от крупнозернистой (34,1±4,7 мкм) в центре до УМЗ структуры (2,4±1,7 мкм) на периферии, т.е. в приповерхностных слоях прутка (рис. 1). Так как приповерхностные слои, где в основном локализуется деформация, продолжают деформироваться в режиме сверхпластичности, то наклепа не происходит и наблюдаются только ранее образовавшиеся рекристаллизованые зерна, а в центральной части прутка, где имеет место незначительная деформация, образуются малоугловые границы (МУГ). Доля большеугловых границ увеличивается от центра к периферии почти в 2 раза, а МУГ заметно снижается с 52% до примерно 10%. На периферии образца текстура отсутствует, на середине радиуса наблюдается двухкомпонентная аксиальная текстура типа <001> + <111> вдоль оси прутка, центр образца также показывает наличие двухкомпонентной аксиальной текстуры типа <001> + <111> вдоль оси прутка, однако, по сравнению с 0,5R, она более выражена. Градиентное изменение микроструктуры в радиальном направлении прутка после РСП приводит к градиентному изменению микротвердости в поперечном сечении прутка. В центре прутка, где сформирована крупнозернистая структура значение микротвердости равно 3,3 ГПа, а в периферийной приповерхностной зоне, где сформирована УМЗ структура микротвердость возрастает до 5,4 ГПа.

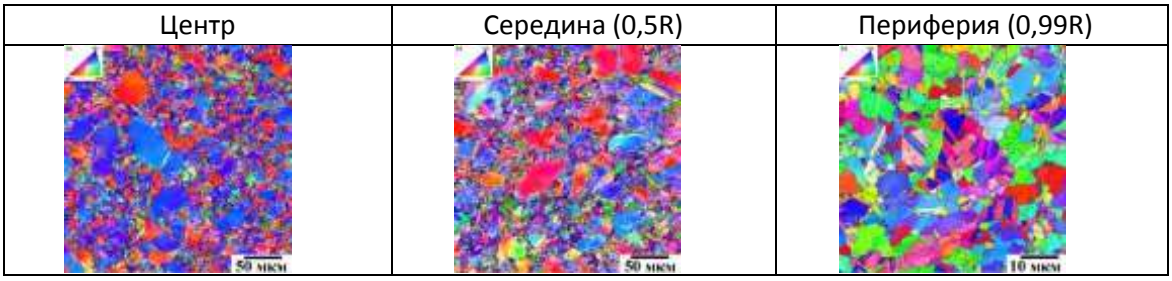


Рис. 1. EBSD-карты для различных участков поперечного сечения прутка из сплава ЭК61 после РСП

Литература

1. И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева, Р.Ф. Фазлыахметов, Г.Р. Халикова // Материаловедение. 2010. №7. С. 27 – 30.
2. И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева // Письма о материалах. 2013. Т. 3. № 1 (9). С. 38 – 40.

СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СОУДАРЕНИЯ ЧАСТИЦАМИ ПОРОШКА

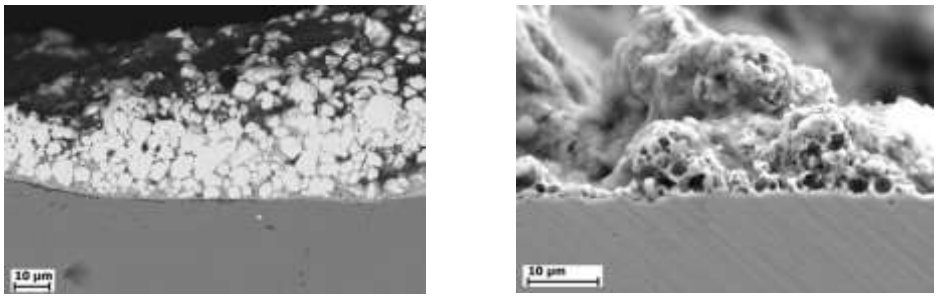
Е.В. Петров, В.О. Копытский, В.С. Трофимов

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка
vlad_2701@mail.ru

Ударно-волновое нагружение поверхностного слоя металлических материалов высокоскоростным потоком частиц порошков является уникальным средством, которое позволяет воздействовать на структуру материала и улучшать его физико-механические свойства. При соударении потока частиц, разогнанного энергией взрыва до скорости 1-3 км/с, с поверхностью образца, материал частиц может проникать на глубину, превышающую размер исходных частиц в сотни раз и воздействует на структуру материала исследуемого образца. Соударение частиц с образцом приводит к остановке наибольшей их части в приповерхностной зоне и образованию на поверхности покрытия из частиц порошка [1].

В экспериментах использовались образцы из инструментальной стали марки У8 (d = 25 мм, h = 30 мм); порошки – вольфрам (10–16 мкм), карбид титана (40-60 мкм). В качестве взрывчатого вещества использовался гексоген насыпной плотности.

После детонации ударная волна и продукты детонации взрывчатого вещества разгоняли частицы порошка насыпной плотностью массой 5 г. в направляющем канале и вместе с ними воздействовали на исследуемый образец. Методика проведения эксперимента при соударении потока частиц с образцом приведена в работе [2]. При соударении высокоскоростного потока частиц с образцом наибольшая часть частиц остается в приповерхностной зоне, формируя неравномерное по толщине покрытие (рис. 1). Покрытие, полученное после соударения с порошком вольфрама (рис. 1а), имеет толщину от 10 до 50 мкм по ширине образца и в его объеме наблюдаются микропоры и частицы вольфрама, размер которых меньше по сравнению с исходным. Покрытие, полученное после соударения с порошком карбида титана (рис. 1б), получается волнообразным, и толщина покрытия варьируется от 10 до 30 мкм. Из рисунка видно, что на образование покрытия на поверхности образца оказывает влияние физические свойства метаемых порошков.



а б

Рис. 1. Поверхностный слой стали У8 после соударения с порошком: а) вольфрама; б) карбида титана.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00553 а

Литература

1. Yu. Usherenko, S. Usherenko, J. Yazdani // Procedia Engineering. 2017. Vol. 172. P. 1198-1203.
2. Е.В. Петров, И.В. Сайков, Г.Р. Сайкова, В.С. Трофимов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2020. № 1. С. 29-35.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В БРОНЗОВЫХ СПЛАВАХ БРАЖ9-4 И БРАМЦ9-2

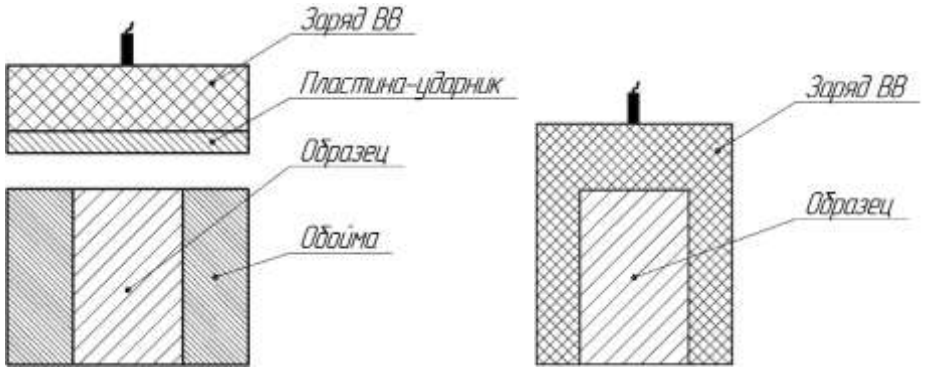
В.О. Копытский, Е.В. Петров, С.Н. Буравова

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка
vlad_2701@mail.ru

Бронзовые сплавы широко используются в областях судостроения и машиностроения, для изготовления деталей, работающих в условиях сильного трения и коррозии. Данные сплавы обладают высокой устойчивостью к механическому истиранию и коррозионной стойкостью в морской воде. Бронза служит основным материалом для изготовления гребных винтов в судостроении, которые в процессе длительного воздействия кавитационной эрозии подвергаются откольной повреждаемости. Откольная повреждаемость – это тип внутреннего разрушения материала, вызванного динамическими растягивающими напряжениями, которые возникают в результате интерференции разреженных ударных волн. Волна разрежения образуется от сжимающей волны, отраженной от свободной поверхности.

Исследование сопротивления бронзовых сплавов к разрушению при экстремально высоких скоростях деформации позволит изучить их физико-механические свойства в условиях динамических нагрузок [1]. Это необходимо для прогнозирования последствий ударно-волнового воздействия на материалы из бронзы и разработки способов модификации и восстановления их свойств.

Объектами исследования являются бронзовые цилиндрические образцы из сплавов марок БрАЖ9-4 и БрАМЦ9-2, которые наиболее часто используются для изготовления деталей в морской промышленности. Размеры образцов составляли: диаметр 25 мм, высота 40 мм. В качестве взрывчатого вещества использовался: аммонит 6ЖВ со скоростью детонации 3,6-4,8 км/с. Эксперименты по ударно-волновому воздействию проводились по двум схемам (рис. 1). По первой схеме (рис. 1а) происходит нагружение образца в стальной обойме (диаметр 45 мм) с помощью алюминиевой пластины-ударника (диаметр 45 мм, толщина 2 мм). По второй схеме (рис. 1б) проводится обжатие скользящей детонационной волной, с возможностью варьировать интенсивность нагружения путем изменения толщины заряда. В данном эксперименте высота заряда составляла 30 мм. Данные способы ударно-волнового нагружения позволяют смоделировать откольную повреждаемость в материале, аналогично реальным явлениям откольного разрушения в гребных винтах.



а б

Рис. 1. Схемы экспериментов: а) метание пластины-ударника; б) обжатие скользящей детонационной волной.

Литература

1. С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин // Вопросы оборонной техники. 2014. №7-8. С. 29–40.

ТЕПЛОВОЙ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТЫ ТОКА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА ВТ6

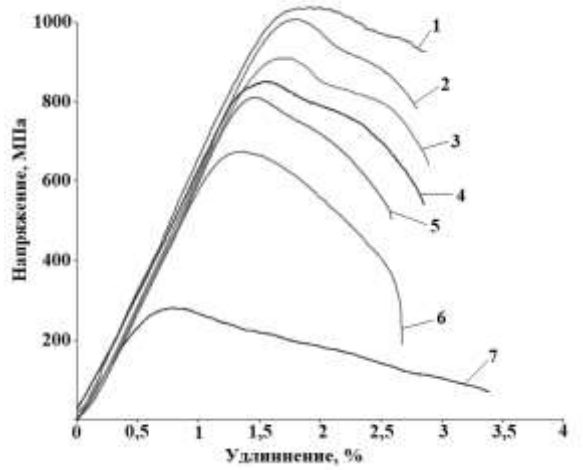
О.Е. Корольков[1], М.А. Пахомов[2], В.В. Столяров[2]

[1]Московский политехнический университет», Москва
[2]Институт машиноведения РАН, Москва
41zh1k@mail.ru

Прохождение тока по проводнику сопровождается многими эффектами, которые при одновременном применении пластической деформации могут вызывать снижение напряжений, увеличение пластичности и др. явления [1]. Вопрос о вкладе каждого из эффектов является дискуссионным и до сих пор требует экспериментального исследования. Особенно это важно знать для разделения электропластического (ЭПЭ) и теплового эффектов, сопровождающих обработку металлов давлением высокопрочных сплавов с применением импульсного тока. В работе рассматривается деформационное поведение титанового сплава при растяжении с введением импульсного тока при различных режимах (плотности и длительности импульса). Для сравнения используется растяжение при нагреве внешним источником тепла.

Материалом исследования выбран титановый сплав ВТ6 в отожженном состоянии с размером зерен 2-5 мкм. К зажимам разрывной машины ИР - 5081/20 подводился ток от импульсного генератора. Температура контролировалась прибором Digital Thermometers UT320 Series и хромель-алюмелевой термопарой в центре образца с точностью ± 2 °С. Амплитудную плотность тока контролировали с помощью осциллографа. Для нагрева образца воздухом был использован технический фен.

На рис.1 представлены кривые напряжение-деформация при растяжении без тока (кривая 1), с различными режимами импульсного тока (кривые 2,5,6,7) и при нагреве феном (кривые 3,4). Повышение плотности с 20 до 30 А/мм^2 (кривые 5 и 7) или длительности импульса от 100 до 500 мкс (кривые 5 и 6) эффективно способствует снижению напряжений течения. Вклад в снижение напряжений течения при одних и тех же температурах 230 °С и 300 °С выше для применения тока (кривые 5,6) по сравнению с нагревом феном (кривые 3,4), что позволяет предположить наличие в ЭПЭ составляющей нетепловой природы.



1 – без тока;
2 – 10А/мм^2, 100 мкс, 1кГц, 60 °С;
3 – фен, 230°С;
4 – фен, 300°С;
5 – 20А/мм^2, 100 мкс, 1 кГц, 230 °С;
6 – 20А/мм^2, 500 мкс, 200 Гц, 300 °С; 7 – 30А/мм^2, 100 мкс, 1 кГц, 330 °С.

Рис.1 Кривые растяжения сплава ВТ6 при различных условиях

Литература

1. О. А. Троицкий, Электропластический эффект в металлах: монография — Москва: Ким Л. А. 2021.468 с.

SUPERPLASTICITY OF THE Al-Mg-Si-BASED ALLOY DOPPED WITH Y, Sc AND Zr

A.G. Mochugovskiy, A.V. Mikhaylovskaya

National University of Science and Technology "MISiS", Moscow, Russian Federation
e-mail: mochugovskiy@mail.ru

The Al-Mg-Si-based alloys are widely used in aircraft and machine-building due to the low density, good corrosion resistance and relatively high mechanical characteristics, which is especially important for thin-walled products. The alloys exhibit significant strengthening effect during aging provided by the precipitation of metastable modifications of Mg_2Si-phase.

Due to their good mechanical properties at room temperature the Al-Mg-Si-based alloys are promising materials for the superplastic forming (SPF), that allows manufacturing complex shaped thin-walled parts. However, the low alloyed solid solution typical for Al-Mg-Si-based results in significant dynamic growth at elevated temperatures that complicates grain refinement and decrease superplasticity. A promising method for ensuring a superplastic state in aluminum-based alloys is the creation of a heterogeneous structure with a bimodal particle size distribution of secondary phases. The fragmentation of eutectic-originated phases results in formation of coarse particles of 0.5–2 μm size. These particles refine grain due to the particles stimulated nucleation effect (PSN) during recrystallization [1]. The nano-scaled particles (dispersoids) are formed at heat treatment due to the decomposition of supersaturated solid solution. The dispersoids stabilize grain boundaries in accordance with the Zener pinning mechanism and prevent grain growth [2]. The collaboration of PSN and Zener effect provides grain refinement and high-strain-rate superplasticity in various Al-based alloys.

The most promising dispersoid-forming elements are Sc and Zr, that form $L1_2$-structured dispersoid during the decomposition of supersaturated solid solution. The conditions of heat treatment play an important role for the precipitation parameters and subsequent pinning and strengthening effects. The heat treatment temperature for Sc- and Zr-bearing aluminum-based alloys is usually performed in the temperature range of 300–450 °C.

In current study the Al-Mg-Si-(Cu) based alloys dopped with Y, Sc and Zr were investigated. The prepared ingots were subjected to a simple thermomechanical treatment included hot and cold rolling. The obtained sheets exhibited heterogeneous structure with $L1_2$ dispersoids of 10-15 nm size and coarse particles of eutectic originated Mg_2Si, Al_8Cu_4Y and $(Al,Cu)_{11}Y_3$ phases with the mean size of 1.4-1.7 μm. The studied alloy demonstrated superplasticity in a strain rate range of 0.001-0.01 1/s and temperature range of 440-520 °C with elongation to failure of more than 400% and *m* coefficient of 0.3-0.4. The maximum elongation of 440 % was achieved at 520 °C and strain rate of 0.005 1/s.

This work was funded by the Russian Science Foundation in a framework of [Grant#20-79-00269].

References

[1] F.J. Humphreys, The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium, Acta Metall. 25 (1977) 1323–1344. https://doi.org/10.1016/0001-6160(77)90109-2.

[2] P.A. Manohar, M. Ferry, T. Chandra, Five Decades of the Zener Equation., ISIJ Int. 38 (1998) 913–924. https://doi.org/10.2355/isijinternational.38.913.

АНАЛИЗ УСТОЙЧИВОСТИ ДВУМЕРНЫХ СТРУКТУР НА ПРИМЕРЕ СТАНЕНА

И.В. Косарев[1], Ю.А. Баимова[2]

[1]*Башкирский государственный университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
igork23v@mail.ru

С момента экспериментального получения графена было открыто много новых двумерных структур, которые подобно графену, имеют гексагональную решетку. Среди таких материалов станен, германен, дисульфид молибдена MoS_2, силицен и др. Все эти структуры обладают новыми уникальными свойствами в силу своей двумерности. Станен представляет собой моноатомный слой атомов олова (Sn), однако, в отличие от графена, который является полностью двумерным, у атомов станена есть небольшое смещение по оси перпендикулярно плоскости. Структура станена показана на рис. 1.

Изучение критических пределов области устойчивости и теоретического предела прочности новых двумерных материалов представляет большой интерес с точки зрения фундаментального понимания их механических свойств. К настоящему моменту теоретическими методами были исследованы критические деформации растяжения, однако область устойчивости станена во всем пространстве деформации не исследована. В данной работе, опираясь на предыдущие исследования области устойчивости графена [1] по предложенной методике рассчитана область устойчивости станена в пространстве деформации (ε_{xx}, ε_{yy}).

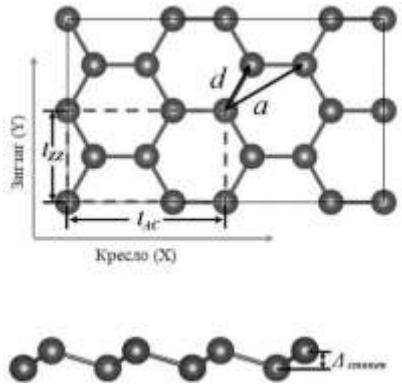


Рис. 1. Структура станена в двух проекциях.

Предложенная в работе [1] методика заключается в расчете мнимых частот структуры при разных соотношениях величин деформации вдоль высокосимметричных направлений зигзаг и кресло. Обращение мнимой частоты в отрицательную однозначно свидетельствует о нарушении устойчивости системы. Расчеты проводились методом молекулярной статики с использованием реалистичного межатомного потенциала Терсофа [2]. Аналогичную методику планируется применять для других двумерных структур, что позволит провести сравнение области устойчивости разных материалов. Было обнаружено, что области устойчивости графена и станена качественно схожи.

Литература

1. С.В. Дмитриев, Ю.А. Баимова, А.В. Савин, Ю.С. Кившарь. Границы устойчивости плоского листа графена при деформации в плоскости. // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2011. Т. 93. № 10. С. 632-637.
2. A.I. Khan, R. Paul, S. Subrina. Characterization of thermal and mechanical properties of stanene nanoribbons: a molecular dynamics study. // RSC Advances. 2017. V. 7. P. 50485-50495.

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КОБАЛЬТА

Е.А. Ланцев, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев, К.Е. Сметанина

Национальный исследовательский
Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия
elancev@nifti.unn.ru

Целью данной работы является изучение влияние углерода на кинетику высокоскоростного спекания мелкозернистых твердых сплавов с малыми добавками кобальта, а также исследование влияния добавок углерода на структуру и свойства сверхнизкокобальтовых твердых сплавов, полученных методом ЭИПС.

В качестве объектов исследования в работе выступали нанопорошки α-WC полученные плазмохимическим методом, в который методом осаждения наносили различные концентрации кобальта (0.3, 0.6 и 1 вес.%Co). Свободный углерод в виде коллоидного графита вмешивался в нанопорошки WC-Co с помощью планетарной мельницы Fritsch-Pulverisette 6.

Компактирование образцов диаметром 12 мм и высотой h = 4 мм проводилось методом ЭИПС при помощи установки Dr. Sinter model SPS-625. Образцы спекались в режиме непрерывного нагрева, в вакууме (2-5 Па). Нагрев образцов осуществлялся с заданной скорость 50 ℃/мин до температуры спекания Ts с последующим охлаждением в свободном режиме. Выдержка при температуре Ts отсутствовала. Величина приложенного одноосного давления к порошкам во время нагрева составила 70 МПа.

Анализ данных показывает, что с увеличением содержания графита в составе плазмохимических нанопорошков WC-Co наблюдается уменьшение абсолютной и относительной плотности твердых сплавов, полученных методом ЭИПС. С увеличением содержания графита от 0 до 0.5% относительная плотность сверхнизкокобальтовых твердых сплавов уменьшается на ~2-3% при всех содержаниях кобальта. Результаты электронно-микроскопических исследований микроструктуры твердых сплавов показали, что с увеличением содержания графита в составе плазмохимических нанопорошков WC-Co происходит снижение интенсивности образования и роста аномально крупных зерен карбида вольфрама. Для всех трех концентраций кобальта (0.3, 0.6 и 1вес.%) установлено, что увеличение содержания графита от 0 до 0.5вес.% приводит к уменьшению среднего размера зерна от ~8 мкм до 1-2 мкм. Это позволяет сделать вывод о том, что внесение свободного углерода стабилизирует зеренную структуру сверхнизкокобальтовых твердых сплавов, тем самым делая распределение зерен по размерам более гомогенным.

Рентгенофазовый анализ поверхности спеченных образцов показал, что добавление 0.3 и 0.5вес.%C в состав плазмохимических нанопорошков с разным содержанием кобальта подавляет образование η-фазы, что хорошо согласуется в литературными данными [1, 2]. Вместе с тем, в центральной части спеченных образцов методом РФА обнаруживаются низкоинтенсивные пики η-фазы. Отметим, что, спекание в графитовых пресс-формах приводит к заметному насыщению поверхности образцов углеродом. Это означает, что для полной стабилизации УМЗ микроструктуры в центральной части образцов сверхнизкокобальтовых твердых сплавов и полного устранения частиц η-фазы при ЭИПС необходимо использовать бóльшие концентрации графита (углерода).

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 20-33-90214\20.

ПОРОШКИ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КИСЛОРОДА, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ

Е.А. Ланцев, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев

Национальный исследовательский
Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия
elancev@nifti.unn.ru

Целью работы является исследование особенностей высокоскоростного спекания нанопорошков карбида вольфрама с повышенным содержанием кислорода, полученных методом плазмохимического синтеза, а также исследование их структуры и физико-механических свойств.

В качестве объектов исследования в работе выступили нанопорошки монокарбида вольфрама α-WC с различным содержанием кислорода, углерода и примесных фаз (полукарбида W_2C, вольфрама α-W) полученные плазмохимическим методом. Нанопорошки системы W-C получены в процессе восстановительного синтеза из триоксида вольфрама WO_3 и метана в азотоводородной (H_2 + N_2) дуговой термической плазме. Полученные порошки представляют собой смесь W_2C, WC_{1-x} (β-WC), α-W, оксидов вольфрама и углерода с преобладанием в полученной смеси полукарбида W_2C (~ 65 об.%).

Компактирование образцов диаметром 12 мм и высотой h = 4 мм проводилось методом ЭИПС при помощи установки Dr. Sinter model SPS-625. Спекание проводилось в вакууме (4 Па), путем пропускания миллисекундных (3.3 мс) импульсов постоянного тока большой мощности (до 5 кА) через графитовую пресс-форму. Спекание осуществлялось путем нагрева с заданной скоростью (50^o/мин) до температуры спекания Ts = 1500^o с последующим охлаждением в свободном режиме. Величина приложенной нагрузки составляла 70 МПа. Выдержка при температуре спекания отсутствовала (t = 0).

Обобщая результаты анализа, можно сделать заключение, что процесс электроимпульсного плазменного спекания плазмохимических нанопорошков карбида вольфрама носит многостадийный характер, интенсивность которого зависит, в первую очередь, от концентрации кислорода и углерода в синтезированных нанопорошках. Изменение концентрации кислорода оказывает влияние на интенсивность образования фазы W_2C, интенсивность аномального роста зерен, стадийность процесса спекания и, как следствие, на физико-механические свойства спеченных керамик. С практической точки зрения, для минимизации процесса образования нежелательных фаз (W_2C, α-W, WO_3 и др.) и связанных с ним негативных явлений (аномальный рост зерен), следует использовать нанопорошки с повышенным содержанием углерода. Вместе с тем следует отметить, что концентрация «вводимого» углерода, например, в форме коллоидного графита, должна быть связана с концентрацией кислорода в плазмохимическом нанопорошке, которая в процессе хранения непрерывно увеличивается. Это делает крайне затруднительным корректный подбор концентрации углерода в нанопорошках, поскольку его недостаток будет приводить к образованию нежелательных фаз, а избыток – к наличию графито-подобных частиц в структуре спеченных керамик, влияние которых физико-механические свойства и эксплуатационные характеристики (прочность на изгиб, динамическая прочность, износостойкость при повышенных температурах) керамик и режущего инструмента может быть отрицательным.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 20-33-90214\20.

УПРУГОСТЬ И ГИПЕРУПРУГОСТЬ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ

Лапшихина Е.А.[1], Муслов С.А.[2]

[1] *ГБУ здравоохранения "Городская клиническая больница № 40" ДЗ г. Москвы*
[2] *ФГБОУ ВО МГМСУ им. А.И. Евдокимова, Москва*
muslov@mail.ru

Разработка совершенных конструкций имплантатов, применяемых для лечения пациентов с недержанием мочи и искусственных сфинктеров, вопросы коррекции пролапса тазовых органов и иные урологические/гинекологические проблемы требуют соответствующих знаний, касающихся механических свойств урогенитальных тканей. Кроме того, оценка эластичности может служить весьма информативным диагностическим показателем состояния тканей в норме и при патологии.

В данном сообщении выполнен обзор механических свойств тканей урогенитальной зоны: фиброзной капсулы и паренхимы почки, мочеточника, мочевого пузыря, простаты, груди, матки, влагалища, яичников, пуповины и других человека и животных в норме и при патологии. Применяли программу GetData Graph Digitizer (для оцифровки графиков), систему компьютерной алгебры MATHCAD 15.0, методы механики нелинейно деформируемых тел. В результате определены аналитические зависимости $\sigma=\sigma(\varepsilon)$ и $E=E(\varepsilon)$, где $E(\varepsilon)$ – дифференциальный модуль Юнга тканей. Рассчитаны минимальные, максимальные и средние значения $E(\varepsilon)$, коэффициенты упругой анизотропии, а также коэффициенты Муни-Ривлина соответствующих гиперупругих моделей.

Установлено, что:

1. Пассивные биомеханические свойства урогенитальных тканей являются упруговязкими, а модуль Юнга – дифференциальным и инкрементальным (увеличивающимся при деформировании). Зависимости механическое напряжение-деформация тканей могут быть описаны экспоненциальными функциями $\sigma = \alpha(\exp(\beta\varepsilon)-1)$, а модуль Юнга $E = \alpha\beta\exp(\beta\varepsilon)$, где α и β – численные параметры, определённые для каждого типа ткани в отдельности.
2. Диапазон значений упругих свойств (модуля Юнга) урогенитальных тканей весьма широк – от 18 ± 7 кПа (жировая ткань молочной железы) и 36 ± 9 кПа (ДГПЖ) до 5.58 ± 0.10 МПа (мочеточник в продольном направлении стенок) и 9.01 ± 0.13 МПа (фиброзная капсула почки), что очевидно связано со значительной разницей в морфологии тканей и их функциональным назначением. Максимальная гиперупругая деформация до разрушения – 250 % (стенка мочевого пузыря). При этом константы гиперупругих моделей Муни-Ривлина C_{10} и C_{01} изменяются от (0.094; -0.123) МПа (паренхима почки) до (11.377; -12.854) МПа (фиброзная капсула).
3. Разброс значений параметров механических свойств одних и тех же тканей и органов вызван их нелинейностью, а вариабельность по данным различных авторов обусловлена неодинаковыми условиями подготовки образцов и проведения экспериментов.
4. Упругие характеристики могут служить прогностическим фактором для состояния урогенитальных тканей в норме и при патологии, например, жесткость тканей предстательной железы зависит от ее статуса – наличия гиперплазии и процента рака в исследованных образцах ($p < 0.01$), эластичность вагинальной ткани – наличия и стадии пролапса тазовых органов ($p < 0.0001$), а жесткость белочной оболочки – эректильной твердости по шкале EHS ($p < 0.0001$).
5. Коэффициенты гиперупругих моделей Муни-Ривлина C_{10} и C_{01} и другие характеристики деформационных свойств тканей могут быть полезны при математическом моделировании напряженно-деформированного состояния тканей органов урогенитальной зоны, при реконструктивных вмешательствах и разработке эндопротезов (стентировании уретры, лечении сфинктерного аппарата мочевыводящей системы, пролапса тазовых органов, эректильной дисфункции и др.).

ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ CrN-TiN, ОСАЖДЕННЫХ НА ПОВЕРХНОСТЬ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ Х12МФ

А.А. Леонов [1], Ю.А. Денисова [1], В.В. Денисов [1], М.В. Савчук [1], В.Н. Тищенко [1]

[1]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*
laa-91@yandex.ru

Вакуумно-дуговые нитридные покрытия на основе различных систем используются в промышленности для упрочнения поверхности режущего и штампового инструмента. Несмотря на значительный прогресс в разработке износостойких покрытий и большое количество исследований в этой области, в литературе отсутствуют работы, описывающие комплексные исследования покрытий на штамповых сталях для холодного деформирования. Целью данной работы было исследование влияния архитектуры нитридных многослойных покрытий CrN-TiN осажденных на стали Х12МФ на их триботехнические характеристики.

Покрытия напылялись вакуумно-дуговым плазменно-ассистированным методом на установке «КВАДРО» на предварительно закаленную штамповую сталь Х12МФ. Источник газовой плазмы с накаленным и полым катодом «ПИНК» использовался для нагрева стальных образцов и предварительной очистки их поверхности путём ионного травления газовыми ионами, а также для дополнительной ионизации газа и ассистирования при напылении покрытий. Все покрытия напылялись при токах электродуговых испарителей 80 А (Ti) и 90 А (Cr), напряжении смещения подложки (–) 150 В, температуре подложки 390-400 °С в азот-аргоновой газовой смеси (90 % (N_2) и 10 % (Ar)) при давлении 0,6 Па. В многослойных покрытиях в качестве адгезионного осаждался подслой Cr толщиной около 100 нм, на который «первым» напылялся слой CrN, а завершающим слоем служил TiN. Триботехнические испытания покрытий осуществляли на трибометре TRIBOtechnic (Франция) в условиях сухого трения при возвратно-поступательном перемещении образца относительно контртела, которое представляло собой шарик из Al_2O_3 диаметром 6 мм. Скорость перемещения образца в процессе испытания составляла 25 мм/с. Нагрузка на контртело 5 Н, длина трека 5 мм, путь трения 50-300 м.

Изменение архитектуры многослойных покрытий CrN-TiN путем уменьшения толщины слоев CrN и TiN с ~ 500 нм для 8-слойного до ~ 250 нм для 16-слойного и до ~ 125 нм для 32-слойного и до ~ 63 нм для 64-слойного, позволяет плавно снижать как параметр износа, так и коэффициент трения (табл. 1). Минимальные значения параметра износа и коэффициента трения наблюдается у 64-слойного покрытия CrN-TiN, что в 11 раз и в 2 раза ниже, соответственно, чем у усредненных значений данных характеристик ($27{,}66\times10^{-7}$ мм^3/Н*м и 0,442) для однослойных покрытий TiN и CrN.

Таблица 1. Характеристики исследуемых покрытий на стали Х12МФ

№ и тип покрытия	№1) TiN однослойн.	№2) CrN однослойн.	3) CrN-TiN 8-слойное	4) CrN-TiN 16-слойное	5) CrN-TiN 32-слойное	6) CrN-TiN 64-слойное
Параметр износа (k), $\times10^{-7}$ мм^3/Н*м	52,26	3,05	11,35	8,75	4,25	2,50
Коэф. трения (f)	0,486	0,398	0,283	0,261	0,225	0,206

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-08-00370 А.

ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ОКСИДА ГРАФЕНА ЗА СЧЁТ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ, ИНДУЦИРОВАННЫХ ХИМИЧЕСКИМ ТРАВЛЕНИЕМ

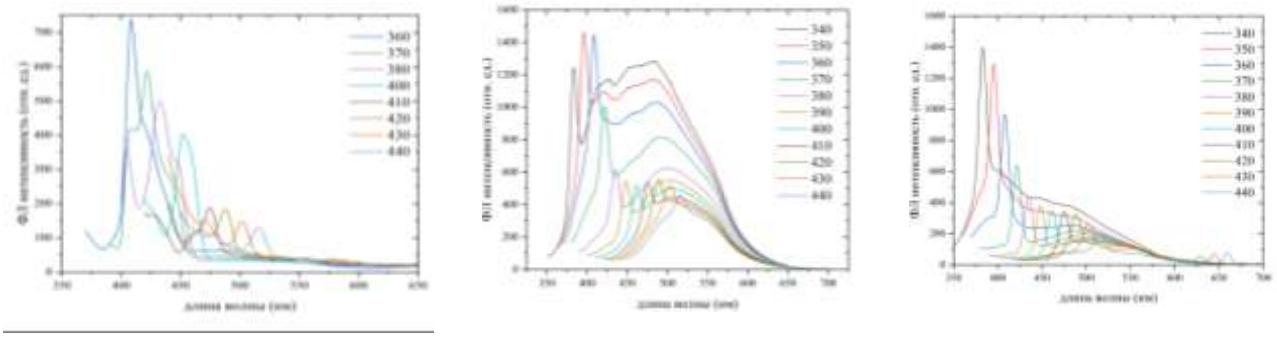
А.В. Курилова [1], А.Ю. Дубовик [1], М.А. Баранов [1], К.В. Богданов [1]

[1]*Национальный исследовательский Университет ИТМО, Санкт-Петербург*
ankurilova@niuitmo.ru

Отличительной чертой оксида графена (GO) является его низкая электрическая проводимость, вызывающая изолирующие или полупроводящие свойства в зависимости от степени окисления. Также, оксид графена демонстрирует гидрофильность, широкополосную люминесценция, диспергируемость в органических растворителях [1]. В связи с этим, при переходе от оксида графена к графену с нуль-мерной структурой можно получить структуру с высокой фотостабильностью, низкой токсичностью и легко заменяемыми функциональными группами, что привлекает внимание для применения в сенсорах, биоимиджинге и солнечных элементах [2].

В нашей работе синтез графеновых квантовых точек (GQDs) осуществлялся путём восстановления оксида графена смесью серной кислоты, нитрата натрия и добавлением перманганата калия, далее смесь подвергалась ультразвуковой обработке и переводу образца в щелочную среду [2, 3].

В ходе очистки готового образца удалось прийти к выводу о наличии двух фракций: 1) квантовых точек (рис. 1а и рис. 1в) и 2) не до конца прореагировавших листов оксида графена (рис. 1б). Первая фракция обладает узкими полосами люминесценции, соответствующим разным длинам волн возбуждения, максимальная полуширина линий достигает 30 нм. Также, при разных подходах к сепарации мы получили, что положения максимумов интенсивности люминесценции, возбуждаемой излучением с длинами волн в диапазоне от 340 до 440 нм, совпадают, но форма спектров может претерпевать значительные изменения. Вторая фракция (преимущественно отмеченная на рис 1б), наоборот, имеет широкие полосы люминесценции, проявляющих тенденцию к уменьшения ширины полос при убывании энергии возбуждающего излучения.



а б в

Рис. 1. Спектры люминесценции квантовых точек оксида графена после центрифугирования (а), осаждения (б) и фильтрации (в) раствора

Литература

1. McCoy T. M. et al. Graphene oxide: a surfactant or particle? //Current Opinion in Colloid & Interface Science. – 2019. – Т. 39. – С. 98-109.
2. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
3. Fan T. et al. Controllable size-selective method to prepare graphene quantum dots from graphene oxide //Nanoscale research letters. – 2015. – Т. 10. – №. 1. – С. 1-8.

ПОЛУЧЕНИЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ВТ1-0 + NiAl

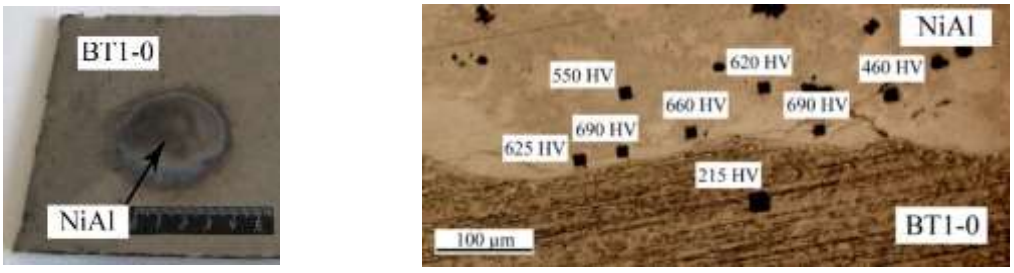
А.Ю. Малахов, С.А. Серопян, И.В. Денисов, И.В. Сайков

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка
malakhovisman@mail.ru

Композиционные материалы представляют собой материалы, состоящие из матричной основы и упрочняющей фазы. Новым классом конструкционных материалов являются металло-интерметаллидные слоистые композиционные материалы (МИСКМ), которые состоят из твердой и прочной интерметаллидной фазы, заключенной в металлическую матрицу [1]. Одним из перспективных материалов для матричной основы является титан из-за высокой коррозионной стойкости, удельной прочности и др. Создание материалов из компонентов с резко различающимися физико-механическими свойствами связано с трудностями создания качественного и прочного соединения между металлическим и интерметаллидным слоем [2]. Для получения слоистых материалов перспективна технология сварки взрывом, которая позволяет соединять разнородные материалы и создавать условия для инициирования синтеза в порошковой смеси.

Для проведения экспериментов по сварке взрывом использовались титановые листы из ВТ1-0, порошки алюминия АСД-1 и никеля ПНК-УТ3. Порошки смешивались в смесителе типа «пьяная бочка» в эквимолярном соотношении и формовались в образцы диаметром 52 мм и высотой 4 мм. В качестве взрывчатого вещества для сварки взрывом использовался аммонит 6ЖВ.

В процессе получения МИСКМ происходило высокоскоростное метание (V=1500 м/с) титановой пластины (толщина 3 мм) на титановую матрицу. Сварка взрывом обеспечивала запечатывание образца и инициирование синтеза в нем (рис. 1а). Ультразвуковым контролем установлено, что сплошность соединения между метаемой пластиной и титановой матрицей составила 100 %. На рисунке 1б представлена граница соединения интерметаллидного слоя с титановой матрицей и значения микротвердости структурных составляющих. Таким образом показано, что метод сварки взрывом позволяет получать МИСКМ в одну технологическую стадию.



а б

Рис. 1. Слоистый композит ВТ1-0 + NiAl: (а) общий вид МИСКМ после сварки взрывом, (б) микроструктура границы соединения

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00754 А.

Литература

1. Хосен Ри, В.В. Гостищев, А.В. Середюк, И.А. Астапов, С.Н. Химухин // Вестник ТОГУ. 2015. № 2. С. 53-60.
2. Зелепугин С.А., Шкода О.А., Лепакова О.К., Зелепугин А.С., Касацкий Н.Г., Шавнев А.А. и Краснов Е.И. Труды ВИАМ. 2016. №. 11. С. 21-29.

XPS-SPECTRA AND ELECTRICAL PROPERTIES OF A NEW $Bi_2NiTa_2O_9$ PYROCHLORE

V.A. Murav'ev [1], N.A. Sekushin [2], S.V. Nekipelov [3], S.Yu. Kovalenko [1], A.M. Popov [1], A.D. Shpynova [1], N.A. Zhuk[1]

[1]*Syktyvkar State University, Syktyvkar*
[2]*Institute of Chemistry of the Komi Science Center UB RAS*
[3]*Institute of Physics and Mathematics of the Komi Science Center UB RAS*
nzhuck@mail.ru

A phase-pure nickel bismuth tantalate with pyrochlore structure was synthesized by solid-phase synthesis method (sp. gr. Fd-3m, a = 10.5343 Å, Z = 8). The crystallite size determined by the Scherrer method is ~46 nm. The sample has an atypical pink-purple colour. The electronic state of the atoms was investigated by XPS. According to XPS analysis bismuth atoms have an effective charge +3, nickel atoms +(2+δ), tantalum ions +(5-δ). The thermal expansion coefficient of the cell is calculated from high-temperature X-ray measurements in the range 30-1200 °C. Ni-doped bismuth tantalate refers to dielectrics and exhibits a moderately high dielectric constant, ~32, and low dielectric losses, $\sim 2 \cdot 10^{-3}$ at 1 MHz and ~30 °C. Above 300 ˚C, the dielectric losses and dielectric permittivity increase in the low-frequency region due to the activation of oxygen anions. It is found that the electrical characteristics of the sample are significantly affected by the ambient air humidity. The equivalent scheme which satisfactorily describes the electrical properties of the sample has been proposed.

References

1. N.A. Zhuk, M.G. Krzhizhanovskaya, A.V. Koroleva, S.V. Nekipelov, V.V. Kharton, N.A. Sekushin // Inorgan. Chem. 2021. № 60. C. 4924–4934.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ПРИМЕРЕ ПТ-3В И ПТ-7М

А.А. Мурашов[1], **Н.Н. Берендеев**[1], **А.В. Нохрин**[1]

[1]*Нижегородский государственный университет имени Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия*
aamurashov@nifti.unn.ru

В настоящее время титановые сплавы, обладающие уникальным сочетанием прочности, пластичности и радиационной стойкости, являются одним из основных материалов атомного машиностроения, в частности для изготовления теплообменного оборудования современных ядерно-энергетических установок [1].

В качестве объекта исследования в данной работе выступали промышленные псевдо-α титановые сплавы: ПТ-3В (Ti-4.73вес.%Al-1.88вес.%V) и ПТ-7М (Ti-2.2вес.%Al-2.5вес.%Zr). Сплавы испытывались в состоянии поставки (крупнокристаллическое состояние), а также в мелкозернистом состоянии. Мелкозернистая (МЗ) структура в сплавах формировалась методом ротационной ковки (РК) и методом равноканального углового прессования (РКУП). Ротационная ковка проводилась с помощью ротационно-ковочной машины фирмы R5-4-21 HIP «Heinrich Muller Maschinfabrik» при комнатной температуре до степени деформации 70%. РКУП осуществлялосьс помощью гидравлического пресса Ficep HF400L при температурах от 375 до 475℃, число циклов прессования (N) варьировалось от 1 до 4. Испытания на усталость проводились на цилиндрических образцах по схеме «изгиб с вращением» в 3%-ном водном растворе NaCl и на воздухе. Частота нагружения составляла 50 Гц.

Исследования микроструктуры показали, что в исходном состоянии (состояние поставки) наблюдается сильно неоднородная крупнокристаллическая структура. В сплавах ПТ-3В и ПТ-7М присутствуют выделения частиц β-фазы по границам зерен α- и α′-фазы. После РК и РКУП в сплавах формируется мелкозернистая структура со средним размером фрагментов ~0.2-0.5 мкм, данную структуру можно охарактеризоваться как смешанную зеренно-субзеренную. Рентгенофазовый анализ показал, что после ротационной ковки происходит формирование растягивающих внутренних напряжений.

Проведены исследования механических свойств, а также стойкости сплавов к коррозионно-усталостному разрушению в крупнокристаллическом и МЗ состоянии. Показано, что формирование мелкозернистой структуры в сплавах ПТ-3В и ПТ-7М методом ротационной ковки и равноканального углового прессования приводит к существенному увеличению прочностных характеристик материалов, в частности твердости, а также к повышению усталостной прочности титановых сплавов по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием сплавов. Показано, что образцы, полученные методом ротационной ковки, обладают заметно большим разбросом экспериментальных данных по сравнению с крупнокристаллическим состоянием. Высказано предположение, что наблюдаемый разброс характеристик обусловлен неоднородностью структуры в титановых прутках после ротационной ковки (формированием более мелкозернистой структуры с повышенной твердостью в поверхностном слое прутков)

Проведен фрактографический анализ изломов образцов крупнокристаллических и мелкозернистых титановых сплавов после усталостных и коррозионно-усталостных испытаний. Выявлены основные стадии зарождения и роста трещины в крупнокристаллических и мелкозернистых сплавах.

Литература

1. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. М: Машиностроение, 1990. 400 с.

ФОРМИРОВАНИЕ ДИСПЕРСОИДОВ С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ В МАРГАНЕЦСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

А.Б. Мухамеджанова, А.Г. Мочуговский, А.В. Михайловская

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
98_aim@mail.ru

Распад пересыщенного марганцем твердого раствора на основе алюминия приводит к образованию ряда метастабильных и стабильных фаз, которые отличаются параметрами структуры, размерами и плотностью распределения и называются дисперсоидами. Дисперсоиды оказывают определяющее влияние на свойства алюминиевых сплавов, обеспечивая значительный вклад в упрочнение и стойкость к рекристаллизации. Необходимо разрабатывать сплавы и режимы их обработки, способствующие выделению дисперсных частиц с наибольшей плотностью распределения. В ряде работ показано, что возможно образование наноразмерных дисперсоидов с квазикристаллической структурой.

Понятие квазикристалла представляет фундаментальный интерес, потому что оно обобщает и завершает определение кристалла. Теория, основанная на этом понятии, заменяет принятое понятие о «структурной единице, повторяемой в пространстве строго периодическим образом» ключевым понятием дальнего порядка.

Влияние состава и температурно-временных условий термообработки на особенности выделения квазикристаллических дисперсоидов не исследовано. Данная работа посвящена сравнительному анализу процессов распада пересыщенного твердого раствора в сплавах разного химического состава и определению режимов обработки, обеспечивающих образование дисперсоидов квазикристаллической I-фазы.

Исследованы изменения твердости и эволюция микроструктуры сплавов Al-2Mn, Al-2Mn-4Zn, Al-2Mn-1,5Mg (массовые %) в процессе отжига слитков в интервале температур 300-450 °C с целью анализа параметров частиц выделяющихся дисперсоидов. Основные выводы по работе следующие. Твердость незначительно меняется в процессе отжига слитков двойного сплава с марганцем и сплава, легированного цинком. В сплаве с магнием наблюдали рост твердости при отжиге с максимумом при температуре 450 °C после 2-4 часов отжига с последующим разупрочнением, при 350 °C упрочнение наблюдали до 48-100 ч отжига, при 300 °C упрочение имеет слабовыраженный характер.

Показано, что в двойном сплаве Al-Mn дисперсоиды квазикристаллической I-фазы размерами 45-110 нм выделяются только по границам зерен в виде единичных включений. Добавка цинка не приводит к существенным изменениям кинетики распада пересыщенного марганцем твердого раствора по сравнению с двойным сплавом. В сплаве с магнием возможно формирование большой плотности наноразмерных (15-32 нм) дисперсоидов I-фазы в теле зерен. При этом химический состав квазикристаллических дисперсоидов предполагает наличие идентичной Mn-содержащей I-фазы в сплавах с магнием и двойном сплаве с марганцем.

Дисперсоиды I-фазы со средним размером (26±2) нм обнаружены в сплаве с магнием после отжига слитков при температурах 300-350 °C в течение 8-20 ч. Повышение температуры отжига до 400 °C или времени до 48 часов при 350 °C приводит к трансформации наноразмерных дисперсоидов I-фазы в пластинчатые выделения фазы с кубической решеткой, а увеличение температуры до 450 °C приводит к выделению пластин орторомбической фазы Al_6Mn.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-03-00778\21

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ВТ22 ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

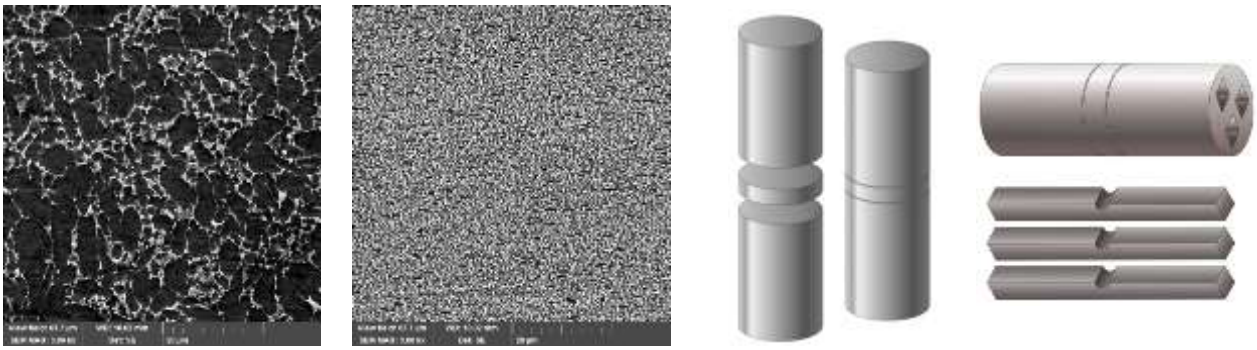
М.Х. Мухаметрахимов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
msia@mail.ru

Титановые сплавы широко распространены в машиностроении, авиационной промышленности, судостроении и других областях науки и техники вследствие высокой удельной прочности и коррозионной стойкости в большинстве агрессивных сред. Одним из самых распространенных и эффективных видов соединения титановых сплавов, позволяющих создавать сложные конструкции различного назначения, является сварка [1,2].

В сварных конструкциях используются самые разнообразные титановые сплавы, их сочетания и биметаллы, и чем больше факторов влияет на сварное соединение, тем сложнее добиться необходимых свойств по всему сечению сварного соединения и при создании таких композиций образуются несколько различных по структуре и свойствам зон, что затрудняет выбор последующей термической обработки (ТО).

Для эксперимента использовали мелкозернистый (МЗ) титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава, со средним размером зерен α - фазы 3-5 мкм (рис. 1 а). Изотермической прокаткой были получены наноструктурные (НС) листы сплава ВТ22, содержащие структурные элементы размерами не более 0,1-0,3 мкм (рис. 1 *б*) [3].



а б в

Рис. 1. Микроструктура исследуемого сплава ВТ6 в исходном состояние *(а)*, сплава ВТ22 после изотермической прокатки *(б),* схема сварки давлением и вырезки образцов *(в)*

Сварку давлением образцов из сплава ВТ6 через НС прослойку ВТ22 осуществляли в вакуумной печи приложением постоянного давления (Р = 3 МПа) при температуре 820 °С в течение 120 минут и с последующей ТО при температуре 900 °С.

Значения ударной вязкости сварных образцов после ТО (KCU = 0,34 МДж/м^2) более чем в два раза превышает, чем без ТО (KCU = 0,16 МДж/м^2). Причиной этого может быть качество ТФС после ТО, поскольку в зоне соединения наблюдаются только единичные поры.

Таким образом, показана возможность получения качественного ТФС образцов из титанового сплава ВТ6 через НС прослойку ВТ22 при температуре Т = 820 °С и последующей ТО при 900 °С.

Литература

1. Н.Ф. Казаков. Диффузионная сварка в вакууме. М: Машиностроение, 1968. 331 с.
2. Э.С. Каракозов. Сварка металлов давлением. М.: Машиностроение, 1986. 280 с.
3. Е.Ю. Классман, П.А. Классман П.А., В.В. Астанин. Деформационное поведение сплава ВТ22 после изотермической прокатки // Перспективные материалы. 2011. №12. С. 218-223.

МИКРОСТРУКТУРА ТИТАНОВОГО ОБРАЗЦА, ПОЛУЧЕННОГО УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ

А.А. Мухаметгалина, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
a.mukhametgalina@mail.ru

Ультразвуковая консолидация является одним из методов аддитивного производства, использующим ультразвуковую сварку (УЗС) для послойного соединения тонких пластин. Соединения сравнительно мягких металлов и сплавов на основе алюминия и меди, полученные УЗС, активно изучаются, тогда как данные о структуре и свойствах соединений более прочных металлов, в частности титана, практически отсутствуют [1].

В данной работе приводятся результаты структурных исследований образца, полученного последовательной консолидацией четырех листов технически чистого титана ВТ1-0 толщиной 0.2 мм со средним размером зерен 5 мкм. УЗС проводили с частотой 20 кГц и амплитудой 15-20 мкм, каждый лист приваривали под действием сжимающего усилия P=6кН в течение 2с. Микроструктуру изучали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMH FEG в режиме обратно отраженных электронов и с применением ориентационного анализа (EBSD).

Показано, что под действием сжимающего усилия P толщина листов уменьшалась. Общая относительная деформация сжатия составила около 19%. Исследования структуры на границах между свариваемыми листами выявили присутствие участков сплошного соединения, которые чередовались с макро- и микродефектами (порами и непроварами). Соединение с наименьшей протяженностью дефектов сформировалось между первым (нижним) и вторым листами. С каждым последующим слоем качество соединений ухудшалось. В смежных листах вблизи поверхности контакта наблюдаются деформированные зерна, вытянутые по направлению вибрации ультразвукового наконечника. Выше и ниже этой поверхности преобладают равноосные зерна, размер которых в 1,5-2 раза больше, чем в исходном листе.

Ориентационный анализ показал, что после УЗС в зоне соединения увеличивается доля малоугловых и двойниковых границ 11b. Некоторые изменения происходят и в микротекстуре материала. В нижнем листе текстура прокатки сохраняется, но становится более размытой. В области шва микротекстура скорее напоминает аксиальную, где ориентацию кристаллов можно представить вращением базисных плоскостей вокруг направления прокатки. Осью вращения является направление <1-210>, которое также параллельно направлению УЗ колебаний. Подобный разворот зерен характерен для титана при сдвиговой деформации [2, 3].

Таким образом, методом ультразвуковой консолидации был получен “объемный” титановый образец. Показано, что ультразвуковая сварка приводит к росту зерен, увеличению доли МУГ, изменениям в спектре БУГ, а также в микротекстуре соединяемых листов.

Литература

1. P.J. Wolcott, and M.J. Dapino // Ultrasonic additive manufacturing, in Additive Manufacturing Handbook ed. A.B. Badiru, V.V. Valencia and D. Liu (Boca Raton: CRC Press, 2017), Routledge Handbooks Online.
2. A.A. Mukhametgalina, M.A. Murzinova A.A., Nazarov // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 1008 012007
3. Y. Jiang, Zh. Chen, C. Zhan, T. Chen, R. Wang, Ch. Liu // MSEA. 2015. Vol. 640, № 29. P. 436-442.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ УСИЛИЯ СЖАТИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

А.А. Мухаметгалина, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
a.mukhametgalina@mail.ru

Ультразвуковая сварка (УЗС) как один из методов получения твердофазных соединений тонколистовых металлов и сплавов широко применяется в различных областях промышленности. Несмотря на значительное количество исследований, большая их часть посвящена УЗС мягких металлов и сплавов (на основе Al и Cu) [1]. Однако большой практический и научный интерес представляет возможность получения соединений более прочных материалов, в частности титана и его сплавов.

В данной работе приводятся результаты исследования микроструктуры и свойств соединений листов технически чистого титана ВТ1-0 толщиной 0.5 мм, полученных УЗС. Ультразвуковую сварку проводили с частотой 20 кГц и амплитудой 15-20 мкм. Усилие сжатия (P) варьировали от 3 до 7 кН, время сварки составляло 2 с. Микроструктуру исследовали в поперечном сечении образцов на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMH FEG. Механические испытания на срез проводили со скоростью движения траверсы 1 мм/мин на машине Instron 5982.

В результате УЗС при всех значениях P наблюдалось уменьшение толщины верхнего листа. Максимальная деформация сжатия возрастет от 17 до 33 % с увеличением P от 3 до 7 кН. Анализ макроструктуры показал, что схватывание произошло не по всей площади контакта, по краям наблюдаются довольно протяженные непровары. По всей длине соединения видна четкая граница между листами.

При всех усилиях сжатия в области соединения формируется зона с измененной микроструктурой - зона термомеханического влияния (ЗТМВ). Ширина ЗТМВ мало изменяется с ростом P и не превышает 200 мкм, причем большая ее часть наблюдается в верхнем приваренном листе. В этой зоне размер зерен увеличивается с 9 до 75 мкм. В спектрах разориентировок границ возрастает доля малоугловых границ, а также доля границ с углами разориентаций в окрестностях 60 и 90°.

При испытаниях на срез минимальное усилие разрушения (1186±24) демонстрировали образцы, полученные при сжимающем усилии P=3 кН. Увеличение P до 4 кН привело к повышению разрушающего усилия более чем на 70% (2081±56). С дальнейшим ростом P усилие разрушения мало меняется, некоторое снижение происходит при максимальной величине P=7 кН (1911±159). Разрушение происходит либо между листами, либо с отрывом сварной точки. Согласно приближенным оценкам площадь схватывания в большинстве случаев составляла 25-30 % площади от сварочного наконечника.

Результаты данной работы показали, что при выбранных режимах УЗС не удалось получить качественного соединения листов титана. Увеличение сжимающего усилия P от 3 до 7 кН не оказало значимого влияния на микроструктуру, формирующуюся в зоне термомеханического влияния. Увеличение P от 3 до 4 кН привело к резкому росту усилия разрушения сварного соединения, которое, однако, изменялось в пределах погрешности измерений при дальнейшем увеличении P до 7 кН.

Литература

1. M.P. Matheny, K.F. Graff // Ultrasonic welding of metals, In: Power Ultrasonics. Woodhead: Cambridge. 2015. P. 259-293.

АНИЗОТРОПИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ И ИЗЛОМОВ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Кашаев Р.М., Нагимов М.И.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
rishat@kashaev.ru

Сваривались заготовки сечением 11,0 мм х11,0 мм и длиной 37 мм на лабораторной установке линейной сварки трением (ЛСТ). Было получено два образца, сваренных по следующему режиму: частота 35 Гц, амплитуда 2 мм, время сварки 4 сек, усилие сварки 2,4кН.

После сварки производили удаление грата и шлифовку боковых граней. Испытания на ударный изгиб проводили на образцах с U – образным надрезом (концентратором) глубиной 2 мм и радиусом дна надреза 1 мм, нанесенным в месте (в плоскости) сварного соединения. Перед нанесением надреза зону соединения определяли макротравлением образца (см. рисунок в)). На одном из образцов надрез был ориентирован перпендикулярно, а на другом параллельно направлению вибрации подвижной заготовки при ЛСТ. Для испытания применяли маятниковый копер Schenck Trebel. Максимальная энергия удара маятника была 150Дж. Значение ударной вязкости и остаточного прогиба для образца с надрезом, ориентированным перпендикулярно к направлению вибрации составило соответственно 47Дж/см^2 и 2,8 мм, а для образца с надрезом, ориентированным параллельно направлению вибрации – 55 Дж/см^2 и 3,5 мм. Вид изломов разрушенных образцов показан на рисунке.

а **б**

в

Рисунок. Изломы сварных образцов с различной ориентацией надреза относительно направления вибрации ЛСТ.
(а) и (в (образец сверху)) - надрез ориентирован параллельно направлению вибрации ЛСТ;
(б) и (в (образец снизу)) - надрез ориентирован перпендикулярно направлению вибрации ЛСТ

Морфология излома состоит из пяти зон, соответствующих последовательным этапам распространения трещины: зона зарождения трещины вблизи надреза, зона роста трещины, зона проскока трещины, зона долома и откосы среза. Форма и размеры соответствующих зон обеих образцов значительно различаются (см. рисунок).

Обсуждается влияние основных факторов на уровень ударной вязкости и морфологию излома испытанных образцов: неоднородности микроструктуры и текстуры в различных зонах сварного соединения, а также наличия остаточных напряжений после сварки.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8

Нагичева Г.С., Нохрин А.В., Берендеев Н.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород
nagicheva@mail.ru

Целью работы являлось моделирование процесса обработки взрывом углеродистой стали методом конечных элементов в программной среде ANSYS Workbench и верифицирование результатов расчетов путем проведения экспериментальных исследований структуры и свойств углеродистой стали У8 в исходном и упрочненном состояниях. Структура стали исследовалась с использованием методики металлографии и растровой электронной микроскопии, для аттестации механических свойств использовались методики измерения микротвердости и макротвердости по Роквеллу.

Цилиндрическая стальная заготовка подвергалась взрывному нагружению, а также динамическому упрочнению с использованием схемы метания плоских пластин с разными скоростями метания. Результаты испытаний сравнивались с результатами исследований структуры стали в состоянии после осадки на различные (малые) степени деформации.

Компьютерное моделирование показало, что процесс деформации при взрывном нагружении протекает неравномерно в продольном и поперечном сечениях цилиндрической заготовки. Значения давления во время взрыва достигают нескольких гигапаскалей, что приводит к небольшому упрочнению стальной заготовки в отдельных зонах. Построены карты распределения давлений и температур в различных сечениях стальной заготовки. Для проведения исследований выбраны участки цилиндрической заготовки с максимальной расчетной величиной упрочнения.

Металлографические исследования показали, что сталь У8А в исходном состоянии имеет перлитную микроструктуру, преимущественно пластинчатого характера. В структуре стали присутствуют зоны сфероидизированного перлита, что приводит к неоднородному распределению и снижению микротвердости в этих участках. Показано, что обработка взрывом не приводит к заметному общему повышению макротвердости и к значительному повышению микротвердости в областях пластинчатого (до ~2800 МПа) и сфероидизированного перлита (до ~2300 МПа).

Установлено, что процесс низкотемпературного отжига приводит к повышению твердости стали, обработанной ударом (метанием плоских пластин и квазистатической осадкой). С увеличением степени деформации повышается степень упрочнения при отжиге. Это, по нашему мнению, обусловлено реализацией эффекта деформационного старения, связанного с образованием атмосфер Коттрелла из атомов углерода вокруг решеточных дислокаций.

Показано, что в случае взрывной нагрузки масштаб приращения твердости небольшой, что, по нашему мнению, обусловлено малостью степени деформации стальной заготовки в случае взрывного нагружения (результаты измерения размеров образцов показали, что диаметр заготовки после взрывной обработки изменяется на 1-2%).

Гипотеза о перераспределении атомов углерода в процессе взрывной обработки и последующего старения подтверждена с использованием методики исследования внутреннего трения.

Работа выполнена при поддержке проекта № 075-03-2020-191/5 Минобрнауки России

ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Al И Nb, ПОЛУЧЕННОГО ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

К.С. Назаров [1], Г.Ф. Корзникова [2], Г.Р. Халикова [1, 2], С.Н. Сергеев [1], Р.Р. Мулюков [1, 2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
ksnazarov@rambler.ru

Интерес к композитам на основе Al и Nb связан с сочетанием малого удельного веса и высокой электропроводности Al и высокой прочности и высокой электропроводности Nb. Сложность получения сплавов системы Al-Nb обусловлена существенной разностью значения температур плавления металлов, Al - 660ºC, Nb - 2468ºC.

Как было недавно показано авторами деформацией сдвигом под давлением заготовок в виде дисков осуществленной на наковальнях Бриджмена удается получить естественный композит системы Al-Nb [1]. При этом, непосредственно после проведенной деформации при комнатной температре, в полученном материале появляется небольшое количество интерметаллидной фазы Al_3Nb. Дальнейший отжиг полученного таким образом материала приводит к увеличению доли интерметаллидной фазы.

В данной работе проведен термический анализ методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) композиционного материала полученного с помощью кручения под высоким давлением на наковальнях Бриджмена с целью выявления тепловых эффектов, связанных с влиянием деформации и последующего отжига на фазообразование.

На ДСК кривых при нагреве выявлены пики, соответствующие образованию фазы Al_3Nb. Наличие этих пиков вызвано повышенной диффузией в материале при отжиге неравновесной структуры в ниобии, сформированной деформационным воздействием. Пик соответствующий перетектическому равновесию имеет смещение в сторону более низких температур. При повторном нагреве данные экзотермические пики не наблюдались. Это свидетельствует о том, что процесс образования фазы Al_3Nb на границах Al/Nb имеет насыщение, а также может быть объяснено снижением взаимной диффузии из-за отжига неравновесной структуры в ниобии, которая являлась стимулятором образования фазы при более низких температурах чем известные. Приведенный заключения об образовании фазы на границах Al/Nb подтверждаются рентгеноструктурным анализом и EDS анализом.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 18-12-00440).

Работа выполнена на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

1. Г.Р. Халикова, Г.Ф. Корзникова, К.С. Назаров, Р.Х. Хисамов, С.Н. Сергеев, Р.У. Шаяхметов, Р.Р. Мулюков // Письма о материалах. 2020. В. 10. № 4. С. 475-480.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СПЛАВА Ti-45Al-5Nb-1Mo-0,2B (АТ. %) ДИСПРОЗИЕМ

Т.И. Назарова, К.С. Назаров, В.М. Имаев, Р.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
nazarova.ti@mail.ru

Создание газотурбинного двигателя нового поколения требует разработки новых материалов, способных обеспечить высокий уровень эксплуатационных свойств. К числу таких материалов относится интерметаллидный титановый сплав на основе фазы γ-TiAl (далее γ-TiAl сплав), который в сочетании с низкой плотностью обладает высокими показателями прочности, жаропрочности и жаростойкости. Однако его широкое применение сдерживает низкая пластичность при комнатной температуре. Причина низкой пластичности γ-TiAl сплава связана не только с природной хрупкостью интерметаллидных сплавов, но и с наличием в материале примеси кислорода, трудноконтролируемой в процессе выплавки слитка и вызывающей дополнительное охрупчивание γ-TiAl сплава. Снижение содержания растворенного в интерметаллидных γ и α_2-фазах кислорода позволит улучшить пластичность γ-TiAl сплава при комнатной температуре. Известно [1-3], что редкоземельные элементы (РЗЭ) служат внутренними геттерами кислорода в расплавах многих металлических систем (магниевых, титановых, никелевых), и как следствие приводят к повышению пластических и прочностных характеристик. Кроме рафинирования, модифицирование этих сплавов РЗЭ также позволяет улучшить однородность структуры и уменьшить размер структурных составляющих. Однако модифицирование РЗЭ интерметаллидных γ-TiAl сплавов является в настоящее время малоизученным.

В данной работе было рассмотрено влияние легирования диспрозием интерметаллидного литого сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0,2B (ат. %) на структуру, фазовый состав и механические свойства при сжатии. Структурные исследования литых и термически обработанных сплавов, легированных диспрозием в диапазоне концентраций от 0,1 до 1,0 ат. %, показали, что добавление диспрозия приводит к измельчению структуры и изменению ее морфологии с полностью пластинчатой на пластинчато-глобулярную. В слитках сплавов, содержащих диспрозий, обнаружены мелкодисперсные частицы Dy_2O_3, равномерно распределенные по объему материала. С увеличением концентрации диспрозия, объемная доля оксидов возрастает. В сплавах, содержащих 0,3-1,0 ат. % диспрозия образовалась новая фаза $DyAl_2$ в смежных с оксидом областях. Обнаружен значительный эффект модифицирования редкоземельным элементом на стабилизацию β(B2)-фазы во всем исследованном интервале концентраций диспрозия. Так, увеличение содержания диспрозия от 0,1 до 0,8 ат. % приводит к увеличению содержания β(B2)-фазы с ≈ 3 до ≈ 30 об. %, что может положительно сказаться на технологической пластичности сплава. Механические испытания на сжатие при комнатной температуре термически обработанных сплавов, содержащих диспрозий, показали в сравнении со сплавом без диспрозия, улучшенные значения пластичности благодаря рафинированию сплава от примеси кислорода и прочности за счет его упрочнения по дисперсионному механизму.

Исследование выполнено в рамках государственного задания ИПСМ РАН (№ АААА-А17-117041310215-4). Работа выполнена на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

1. Хорев А.И., Ночовная Н.А., Яковлев А.Л. Микролегирование редкоземельными металлами титановых сплавов //Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 206–212.
2. Патент US 9017604 МПК C22C 1/02, C22C 23/00, опубл. 28.04.2015.
3. Е.Н. Каблов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. № 2. Ст. 01.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ

С. Д. Неулыбин [1], Ю. Д. Щицын [1], И.П. Овчинников [1]

[1]*ФГАОУ ВО Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь*
sn-1991@mail.ru

Перспективным методом формирования заготовок крупногабаритных изделий может быть послойное плазменное нанесение продуктов распыления проволоки на предварительно сформированную из недорогого материала основу [1].

Положительный опыт имеется в основном при создании покрытий небольших толщин, отмечается низкий коэффициент использования порошков, характерная дефектность получаемых материалов, высокая стоимость оборудования, низкая экологичность процесса. Получение заготовок больших сечений при послойном газотермическом напылении и металлизации сдерживается высокой стоимостью в случае использования порошковых материалов [2].

Плазменная металлизация может выполняться с использованием одной, двух или нескольких проволок (могут подаваться одновременно или послойно последовательно). При этом появляется уникальная возможность в широких пределах управлять химическим составом, структурой и свойствами получаемых материалов.

Ниже представлены результаты напыления бронзы с производительностью 11 кг/ч на цилиндрическую основу из нержавеющей хромоникелевой стали.

Рис 1. Внешний вид слоя напыленной бронзы БрХ08

а б

Рис. 2. Структура напыленного слоя бронзы БрХ08: а-макроструктура, б – микроструктура (х200)

Литература

1. Козлов И.А., Лещев К.А., Никифоров А.А., Демин С.А. Холодное газодинамическое напыление покрытий (обзор) // Труды ВИАМ. 2020. №8 (90).
2. Логачев В. Н. и др. Пути совершенствования технологии и оборудования электродуговой металлизации //ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫЕ И РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИЕ ТЕХНОЛОГИИ И СИСТЕМЫ. – 2017. – С. 435-440.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АНОДОВ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ

М.Г. Нигаматдьянов[1], Н.В. Чиркунова[1,2], М.В. Дорогов[1,2]

[1]Университет ИТМО, Санкт-Петербург
[2]Тольяттинский государственный университет, Тольятти
maratpeople@gmail.com

Аккумуляторы – источники тока, способные накапливать и сохранять энергию. Их производительность в большей степени зависит от электродных материалов и их структуры. CuO и TiO_2 имеют высокую теоретическую ёмкость (674 мАч/г и 335 мАч/г, соответственно), позволяющую эффективно накапливать и хранить энергию в аккумуляторе.

В докладе представлены основные требования к анодам литий-ионных аккумуляторов, и последние достижения в данной области. Было проведено сравнение наноструктур на основе CuO и TiO_2, а также композитных материалов на их основе. Также были разработаны наноматериалы на основе оксида меди и диоксида титана.

Нановискеры оксида меди получались нами методом электроосаждения и последующего термического оксиления, нанопорошки оксида титана синтезировались золь-гель методом. Химический состав исследовали методом энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектрометрии, структуру изучали методом рентгеновской дифракции. Гранулометрический состав и дисперсность определяли с помощью лазерного анализатора, а морфологию наночастиц – на сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA-3.

Электрохимические свойства анодов оценивались методом заряда/разряда ячейки при постоянном токе. На медный коллектор с помощью специального лезвия наносилась паста толщиной 25 мкм из активного материала (наночастицы диоксида титана/нановискеры оксида меди, углеродный порошок и связующее в соотношении 8:1:1 по массе) и растворителя, которая затем сушилась в вакуумном шкафу в течение 10 ч. при 120º С. Сборка аккумулятора осуществлялась в сухом боксе с инертной атмосферой.

Электрохимические исследования проводили на потенциостате-гальваностате P-45X с модулем измерения импеданса FRA-24M фирмы Electrochemical Instruments. Циклирование аккумулятора в интервале напряжений 1-3 В относительно Li^+/Li проводилось при постоянном токе заряда/разряда 0.1 С.

В работе были исследованы аноды, изготовленные на основе диоксида титана и нановискеров оксида меди с разными связующими. Связующее карбометилцеллюлоза в случае нановискеров оксида меди показало лучшие технические характеристики в процессе циклирования анода: стабильную емкость ~ 200 мАч/г.

В случае применения нанопорошка диоксида титана со связующим поливинилдифторид наблюдается немного более высокая емкость, но только на первых циклах заряд-разряд. При дальнейшем циклировании анодов на основе диоксида титана наблюдается постепенное падение емкости до ~ 80 мАч/г. Для сохранения уровня заряда в процессе циклирования рекомендуется проведение дополнительных исследований по влиянию связующего вещества и получения композитных материалов на основе нитевидных кристаллов диоксида титана.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 19-72-10112).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ АМГ6–08Х18Н10Т С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ СЛОЕМ ИЗ ВТ1-0

Н.Н. Ниёзбеков, И.В. Сайков, А. Ю. Малахов, И. В. Денисов

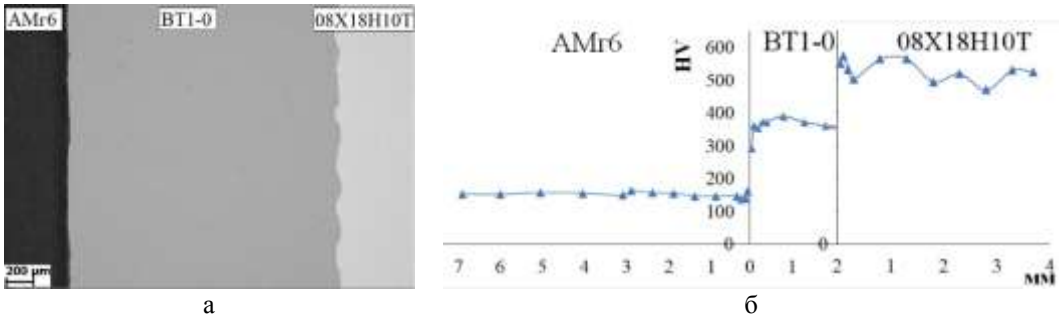
Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка
nemat199595@mail.ru

Биметаллические материалы, состоящие из алюминиево-магниевого сплава АМг6 и стали широко применяются при производстве различных биметаллических переходников (БП) для палубных надстроек в судостроении, криогенного оборудования, токоподводов в электролизерах и др. [1]. Благодаря сочетанию высокой коррозионной стойкости, удельной прочности, жёсткости и низкого удельного веса, использование БП позволяет снижать вес конструкции. Основной проблемой при производстве и эксплуатации БП является образование хрупких интерметаллических фаз на границе соединения в процессе сварки. Это может привести к снижению механических свойств переходника. Таким образом, получение БП с прочным сцеплением слоев при минимальном количестве интерметаллических фаз на границе соединения является актуальной задачей современного материаловедения.

Целью работы было исследовать влияние промежуточного слоя из титана ВТ1-0 на микроструктуру и свойства границы соединения, полученного сваркой взрывом (СВ) биметаллического материала АМг6 – 08Х18Н10Т и определить эффективность использования промежуточного слоя из титана в качестве барьера для диффузии алюминия в стальной слой.

На рисунке 1а представлена микроструктура границы соединения АМг6 – ВТ1- 0 – 08Х18Н10Т. Граница соединения между ВТ1-0 и 08Х18Н10Т имеет форму волны с амплитудой 24,1 мкм и длиной 225 мкм на начальном участке. На конечном участке амплитуда и длина волны составили 27,7 мкм и 300 мкм соответственно. Как видно по мере удаления от начала сварки параметры волн возрастают. Граница соединения между АМг6 и ВТ1-0 имеет прямолинейный профиль. Интерметаллические фазы на границе АМг6 – ВТ1-0 отсутствовали.

На рисунке 1б представлен график распределения микротвердости в биметаллическом материале. На границе соединения ВТ1-0 – 08Х18Н10Т были обнаружены оплавленные участки с микротвердостью 665 –1170 HV. Исходя из микротвердости и диаграммы состояния Fe-Ti, можно предположить, что эти участки в основном состоят из интерметаллических фаз типа Fe_nTi_m. Средняя прочность биметалла на отрыв составила 105 МПа.



а б

Рис. 1. (а) Микроструктура границы соединения и (б) распределение микротвердости в биметаллическом материале

Установлено что использование прослойки из ВТ1-0 препятствуют образованию хрупких интерметаллических фаз типа Fe_nAl_m.

Литература

1. М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак// Известия ВолгГТУ. 2021. № 4 (251). С. 28-33.

ОЦЕНКА ТОЛЩИНЫ ИЗМЕНЕННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПО ЧАСТОТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ

В.Г. Кульков, Д.Ш. Норов

Филиал НИУ «МЭИ», г. Волжский
vikulkov@yandex.ru

Различные виды поверхностной обработки металлических образцов неизбежно приводят к изменению физических свойств поверхностного слоя. Модифицирование поверхностного слоя может осуществляться как с изменением химического состава, так и с изменением только его микроструктуры. К первому типу относятся, например, такие операции как цементация, азотирование, борирование, ко второму – поверхностная закалка, поверхностное пластическое деформирование, обработка высокоэнергетическими пучками частиц. Кроме того, изменения в структуре и составе поверхностного слоя возникают в процессе эксплуатации детали, особенно в экстремальных условиях при повышенной температуре, в коррозионной среде, в условиях повышенной вибрации. Первая группа воздействий призвана улучшить эксплуатационные свойства изделия, вторая приводит к деградации поверхности.

Весьма чувствительным способом контроля изменения физических свойств, достаточно легко осуществляемым на практике, является измерение удельного сопротивления. Для того чтобы иметь данные о состоянии поверхностного слоя необходимо проводить измерения на высокой частоте. Вследствие наличия поверхностного эффекта происходит вытеснение линий плотности тока из объема образца в приповерхностные области.

Будем считать, что поверхностный слой имеет достаточно резкую границу, на которой почти скачком изменяется величина удельного сопротивления. Эффективная глубина проникновения поля имеет выражение $c = (\omega\mu\gamma)^{-1/2}$, где ω – циклическая частота, μ – абсолютная магнитная проницаемость материала, γ – его удельная проводимость. Это означает, что изменение его величины происходит экспоненциально, так что на расстоянии *c* от поверхности плотность тока уменьшается в *e* раз, если среда однородна. Решая задачу для круглого цилиндра со ступенчатым по радиусу изменением величины γ, можно найти кусочно-непрерывную функцию зависимости плотности тока от расстояния до поверхности. Тем самым можно определить зависимость полного сопротивления поверхностного слоя от частоты поля. На частотной зависимости сопротивления имеется область изгиба, положение которой определяется соотношением толщины измененного слоя и глубины проникновения. Измеряя эту зависимость, можно оценить толщину измененного поверхностного слоя.

Таким способом можно не только определить размер измененной области, но также оценить и степень этого изменения. По зависимости удельного сопротивления от концентрации структурных дефектов в случае усталостного повреждения поверхностного слоя алюминиевого провода [1] при колебаниях и вибрациях проводов воздушных линий электропередач можно сделать заключение о величине его усталостного повреждения и оценить оставшийся ресурс его эксплуатации.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания РФ No FSWF-2020-0025 "Разработка методов и анализ способов достижения высокого уровня безопасности и конкурентоспособности объектов энергетических систем на базе цифровых технологий".

Литература

1. V.G. Kul’kov, M.M. Sultanov, V.N. Kuryanov and D.Sh. Norov // *2021 3rd International Youth Conference on Radio Electronics, Electrical and Power Engineering (REEPE)*, 2021, pp. 1-4, doi: 10.1109/REEPE51337.2021.9388090.

THE RESEARCH OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NON-EQUIATOMIC AlCoCrFeNi HIGH ENTROPY ALLOY FABRICATED WIRE-ARC ADDITIVE MANUFACTURING

K. Osintsev[1,2], S. Konovalov[2], V. Gromov[1], Yu. Ivanov[1,3], E. Rozenshtejn[2], I. Panchenko[1]

[1]Siberian State Industrial University
[2]Samara National Research University, Samara, Russia
[3]Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia
ksv@ssau.ru

High entropy alloys (HEAs) is a multi-component alloy design concept, proposed in 2004 . Compared to conventional alloys, which contain one and rarely two base elements, these metallic alloys usually contain five or more principal elements with amounts ranging from 5 to 35 at.%. HEAs fabrication technologies could be classified into four, namely, solid-state processing technique, liquid state processing, thin-film deposition techniques, and additive manufacturing technology. Among these methods, additive manufacturing technologies are the most promising for fabrication bulk materials since they can produce complex structures from a computer-aided design model in short delays without expensive tools such as molds. Wire-arc additive manufacturing (WAAM) attracts interest in the fabrication of large-sized parts with a high deposition rate and low equipment costs. This technology is generally used with a single wire that constrains the ability to use it to produce HEAs.

The current study suggested reducing the number of filaments by using multi-component wires from high-precision alloys, which cost less than high-purity filaments. Therefore, the purpose of the present work was to fabricate Al-Co-Cr-Fe-Ni bulk high-entropy alloy via wire-arc additive manufacturing, using a combination of high-precision alloy filaments and a pure Al wire. Microstructure, elemental and phase composition, as well as mechanical properties of the fabricated material, were investigated in this work. Manufacturing of HEA samples was carried out by layer-by-layer deposition on a steel substrate using wire-arc additive manufacturing technology in a shielding gas atmosphere. The following process parameters were used: wire feed speed 8 m/min, voltage 17 V, travel speed 0.3 m/min, substrate heating temperature ≈250 °C. The resulting HEA had dimensions of 60x140x20 mm^3 and consisted of 20 deposited layers in height and 4 layers in thickness.

According to EDS results, the top, middle, and bottom areas of the manufactured HEA have almost equal element composition. The total element composition of the system is the following: Al – 35.67±1.34 %, Co – 4.99±0.09 %, Cr – 8.28±0.15 %, Fe – 17.28±1.83 %, Ni – 33.79±0.46 %. These results demonstrate that the fabricated bulk material is a non-equimolar Al2.1Co0.3Cr0.5FeNi2.1 high entropy alloy with high amount of Al and Ni elements. The XRD analysis determined the A2 and B2 phases in the top, middle and bottom areas of the sample. The lattice parameters are the same for A2 and B2 phases, a = 0.28914 nm. Al-Co-Cr-Fe-Ni HEA thick-walled component was fabricated via wire-arc manufacturing technology using combined cable wire as a wire feed. The sample with multilayer structure was composed of dendrite grains ranging from 5 to 15 μm and interdendritic regions. The obtained component had good mechanical properties, high microhardness, nanohardness, and elastic modulus, comparable to other alloys' performance with a similar chemical composition, indicating that this technique is suitable for manufacturing high entropy alloys.

This project is supported by the Russian Science Foundation (No. 20-19-00452).

TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF NANOCOMPOSITE Al_2O_3 / GRAPHENE

M.A. Pakhomov [1], V. Yu. Novikov[2], E.A. Klyatskina[3], V.V. Stolyarov[1]

[1]*Mechanical Engineering Research Institute RAS, Moscow, Russia*
[2]*Belgorodsky State National Research University, Belgorod, Russia*
[3]*Instituto de Tecnología de Materiales, Universitat Politècnica de València, Valencia, Spain*
pakhomovmish@gmail.com

Sintered coarse-crystalline ceramics Al_2O_3 is one of the modern structural materials with high melting point, elastic modulus, heat resistance, corrosion resistance, but has a number of disadvantages limiting practical application - high brittleness, low crack resistance and wear resistance [1]. The addition of graphene to the composition of nanosized ceramics can be a way to improve the listed service characteristics.

The aim of this work is to study the effect of graphene on the tribological properties of nanocomposite ceramics based on aluminum oxide.

It has been used a composite sintered by the SPS method, consisting of an Al_2O_3 ceramic nanopowder and graphene nanoflakes, in the form of a disk with a size ∅15 x 2 mm. Samples without graphene and with a graphene content of 2 wt.% were studied. Wear and friction tests were carried out without lubrication on a tribometer CSM Instruments instrument at room temperature and a circular ball-disk friction pattern with a friction track radius r = 2.5 mm and a linear velocity of 15 cm / s. The experiment was carried out in air at room temperature. A sapphire ball served as a counter body ∅3 mm, the load was 20 N, which was the maximum possible for this device and corresponded to the experience of previous works [2].

At friction the addition of 2%, graphene to aluminum oxide ceramics allows:
- to reduce wear and friction coefficient by 19 and 30%, correspondingly;
- to reduce the wear rate by three orders of magnitude, from 2.55×10^{-8} to 6.13×10^{-5} $mm^3\ N^{-1}\ m^{-1}$).

The structural mechanism of the graphene influence depending on its morphology and distribution is discussed.

Literature

1. O. Jankovsk'y, P. Simek, D. Sedmidubsk'y, S. Huber, M. Pumerab, Z. Sofer. Towards highly electrically conductive and thermally insulating graphene nanocomposites: Al_2O_3 – graphene, RSC Adv., 2014, 47, p. 7418-7424.
2. E.A. Klyatskina, A. Borrell, E.G. Grigoriev, A.G. Zholnin, M.D. Salvador, V.V. Stolyarov, Structure features and properties of graphene / Al_2O_3 composite, J. of Ceram. Soc & Tech. 2018, 9 (3), p. 215-224. 10-3

ВЛИЯНИЕ КАТОЛИТА НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

М.Ю. Печенкина, Бугай Д.Е.

Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
map-66@mail.ru

Для снижения коррозионной активности водно-солевых растворов широкое применение находит их нейтрализация раствором гидроксида натрия. Однако, это связано с достаточно весомыми материальными затратами и опасностью негативного воздействия на углеводородные флюиды и металл технологических объектов. Предложенный безреагентный способ нейтрализации коррозионных сред путем дозирования в них раствора католита, насыщенного гидроксил ионами, приводит к формированию защитных гидроксидных пленок на поверхности низколегированных сталей в технологических средах.

Разработан лабораторный стенд, позволяющий изменять электрохимические параметры технологических жидкостей. Проведена сравнительная оценка коррозионной стойкости полученных гидроксидных пленок в исследуемой модели пластовой воды, образованных на поверхности низколегированной стали в растворах гидроксида натрия и католита.

По результатам эксперимента скорость коррозии образцов стали 09Г2С в технологических средах нефтепромыслов при добавлении в них католита примерно в 1,5 раза ниже, чем при дозировании гидроксида натрия. Даже небольшие концентрации католита (около 10 %) в водно-солевом растворе позволяют снизить скорость коррозии стали 09Г2С до 0,07 мм/год, что заметно ниже предельно допустимой скорости коррозии нефтяного оборудования (0,1 мм/год). Путем подбора концентрации раствора католита установлено, что применение католита в качестве нейтрализатора наиболее эффективно при его 30 % концентрации в водно-солевом растворе при pH = 10.

Результаты исследования толщины образующихся на стали 09Г2С поверхностных слоев показали, что гидроксидная пленка, формирующаяся на металле в коррозионной среде с добавлением католита, примерно на 17-20% тоньше, чем при использовании в качестве нейтрализатора гидроксида натрия. Полученная пленка имеет более высокую сплошность и меньшую рыхлость, что особенно важно для обеспечения устойчивого барьерного эффекта[1].

Результаты микрорентгеноспектрального анализа поверхностных структур, формирующихся на образцах из стали 09Г2С в водно-солевых средах с добавлением 30 % растворов католита и гидроксида натрия (pH = 10), показали, что эти структуры состоят в основном из гидроксида железа $Fe(OH)_2$. Однако преимуществом дозирования католита является образование на стали более тонких и сплошных фазовых пленок, наличие которых и приводят к проявлению более высокого эффекта защиты.

Таким образом, применение католита в качестве нейтрализатора водно-солевых растворов при эксплуатации трубопроводов позволит уменьшить количество порывов и, соответственно, сократить расходы на их ликвидацию, повысить надежность и продлить срок службы трубопроводов, а также обеспечить экологическую безопасность нефтегазовых объектов.

Литература

1. Печенкина М.Ю., Латыпова Д.Р., Латыпов О.Р., Бугай Д.Е. Изучение коррозионной стойкости поверхностных структур, образующихся на поверхности низколегированной стали в присутствии католита. Нефтегазовое дело. 2020. Т. 18. № 3. С. 89-96.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ РЕШЕТЧАТОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЧАСТОТНОЙ ФИЛЬТРАЦИИ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Подпружников И.А.[1], Вершинин А.В.[1]

[1]*Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова*
ivanpodpr08@yandex.ru

В докладе рассмотрена задача моделирования механических волновых процессов [5, 6] в решетчатых материалах с фиксированной и непрерывно изменяемой структурой. При исследовании распространения упругих волн в решетчатых структурах [4, 7] было установлено влияние формы решетчатой структуры на механизм распространения волны: наиболее сильно отклоняет акустическую волну от основного направления распространения решетка, образованная кругами и четырехугольными звездами. Передающаяся энергия упругих колебаний от одного узла решетки к другому в виде волновых фронтов, благодаря волнистости, дробится и отклоняется от основной оси распространения.

Также выявлен факт возможности частотной фильтрации волн [3]. Для частотной фильтрации волн целесообразно использовать криволинейные и градиентные решетки. В зависимости от желаемого результата стоит подбирать степень волнистости и протяженность волнистой зоны градуированной решетки. Отношение максимумов норм скоростей для базовой решетки и градуированной решетки достигает 5,5 раз.

Для численного моделирования распространения упругих волновых колебаний в решетчатых структурах использовался метод конечных элементов [1, 8]. Для этого в CAE Fidesys [2] была построена конечноэлементная модель решетчатой структуры. Работа выполнена в МГУ имени М.В. Ломоносова при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых - докторов наук МД-208.2021.1.1.

Литература

1. «Лекции по методу конечных элементов» (учебное пособие) Андреев Владимир Борисович
2. «Прочностной анализ. Фидесис в руках инженера» Морозов Е.М., Левин В.А., Вершинин А.В. ИЗДАТЕЛЬСКАЯ ГРУППА URSS Москва, 2015. — 408 с.
3. «Метаматериалы и их применение в технике сверхвысоких частот» И.Б. Вендик, О.Г. Вендик, «Журнал технической физики», 2013, том 83, вып. 1
4. V. A. Levin, K. M. Zingerman, A. V. Vershinin, and I. A. Podpruzhnikov. An approach to the analysis of propagation of elastic waves in grids made of rods of varying curvature. UCHENYE ZAPISKI KAZANSKOGO UNIVERSITETA-SERIYA FIZIKO-MATEMATICHESKIE NAUKI, 161(3):365–376, 2019.
5. Vladimir A. Levin, Anatoly V. Vershinin, and Konstantin M. Zingerman. Numerical analysis of propagation of nonlinear waves in prestressed solids. Modern Applied Science, 10(4):158–167, 2016.
6. В. А. Левин, А. В. Вершинин, И. А. Мишин, А. М. Сбойчаков, and К. А. Петровский. Распространение линейных волн в нелинейно-упругих средах с начальными деформациями. Компьютерное моделирование с использованием программного комплекса прочностного инженерного анализа fidesys. Технологии сейсморазведки, (4):29–32, 2012.
7. Trainiti G., Rimoli J.J., Ruzzene M. Wave propagation in undulated structural lattices // Int. J. Solids Struct. – 2016. – V. 97–98. – P. 431–444. – doi: 10.1016/j.ijsolstr.2016.07.006.
8. Fish J., Shek K. Multiscale analysis of composite materials and structures // Compos. Sci. Technol. – 2000. – V. 60, No 12–13. – P. 2547–2556. – doi: 10.1016/S0266-3538(00)00048-8.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТОЙ СТРКТУРЫ Al-Ti ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

П.П. Полякова [1,2], Ю.А. Пухачева[2], Ю.А. Баимова [1,2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
polina.polyakowa@yandex.ru

В настоящее время перспективные направления исследования связаны с разработкой и широким применением композитов, поскольку подобные материалы превосходят традиционные материалы по своим механическим характеристикам, что в результате открывает большие возможности для их применения в различных областях промышленности.

В данной работе методом молекулярной динамики с использованием свободно распространяемого программного пакета LAMMPS и потенциала, основанного на методе погруженного атома [5], исследована взаимная диффузия атомов в системе Al-Ti под действием одноосного сжатия комбинированного с деформацией сдвига. На рис. 1 представлена исходная структура композита Al-Ti ($L_x = L_y = L_z \approx 100$ Å). Подобные атомные структуры формируются путем непосредственного объединения двух совершенных кристаллов. Размеры структуры выбраны таким образом, чтобы обеспечить периодические граничные условия и равновесие структуры. В системе поддерживалось постоянство температуры 300 К с помощью термостата Носе-Хувера.

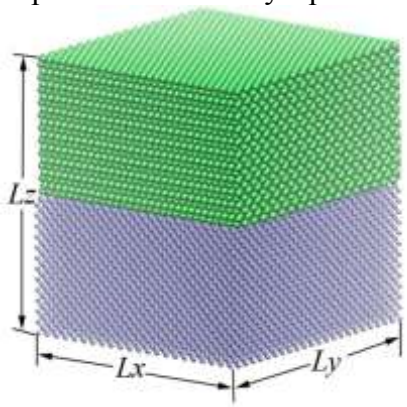


Рис. 1. Исходная структура Al-Ti. Зеленым показаны атомы Ti, синим – атомы Al.

Установлено, что одноосное сжатие, комбинированное с деформацией сдвига является эффективным способом получения композитной структуры. Деформация сдвига играет важную роль и значительно ускоряет перемешивание атомов. Анализ структуры показал, что атомы Al легче диффундируют в матрицу Ti, чем атомы Ti – в матрицу Al, граница области смещения в титановой части образца движется быстрее, чем в алюминиевой, что можно связать с разностью их атомных радиусов (r_{Al} = 1,43 Å, r_{Ti} = 1,47 Å). Предложенная модель является упрощением сценария, экспериментально наблюдаемого ранее [2-3].

Литература

1. D. Farkas, // Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. 1994. V. 2, pp. 975-984.
2. V.N. Danilenko, G.F. Korznikova, A.P. Zhilyaev, S.N. Sergeev, G.R. Khalikova, R.Kh. Khisamov, K.S. Nazarov, L.U. Kiekkuzhina, R.R. Mulyukov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, v.447, pp.012 - 021.
3. V.N. Danilenko, S.N. Sergeev, J.A. Baimova, G.F. Korznikova, K.S. Nazarov, R. Kh. Khisamov, A.M. Glezer, R.R. Mulyukov // Materials Letters, 2019, v.236, pp.51-55.

ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ СТЕПЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

А.А. Попов, М.С. Болдин, В.Н. Чувильдеев

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород
popov@nifti.unn.ru

Степенная ползучесть в металлах и керамиках является важнейшим механизмом деформации. Этот механизм преобладает в широком диапазоне температур и напряжений:

$$\dot{\varepsilon}_v = A_2 \left(\frac{Gb^3}{kT}\right)\left(\frac{\sigma}{G}\right)^n \left(\frac{D_v}{b^2}\right) \quad (1)$$

где D_v – объемный коэффициент диффузии, b – вектор Бюргерса, k – коэффициент Больцмана, $T = 0{,}5T_m$, T_m – температура плавления, G – модуль сдвига, σ – внешнее приложенное напряжение, A_2, n – константы материала.

Ни одна из моделей не может дать убедительного объяснения наблюдаемым величинам n, а большие величины безразмерной постоянной A_2 (вплоть до 10^{15}) позволяют с высокой степенью достоверности предположить, что в использованном уравнении, пропущена некоторая физическая величина, имеющая важное значение [1].

В работе обсуждается модель внутренних напряжений при степенной ползучести. В процессе ползучести по мере перехода от неустановившейся стадии ползучести к стационарной стадии происходит образование субзерен. Испускаемые решеточные дислокации в процессе внутризеренной деформации быстро пересекают субзерно и попадают в субграницу. Если скорость генерации решеточных дислокаций соответствует скорости их «поглощения» субграницами, то в объеме субзерен дислокации не накапливаются. Таким образом, кинетическое уравнение [2] для плотности дислокаций в субгранице при наличии потока решеточных дислокаций $I = \frac{\xi \dot{\varepsilon}_v}{b}$ может быть представлено в виде:

$$\dot{\rho}_s = \frac{\xi \dot{\varepsilon}_v}{b} - \frac{\rho_s}{t_s} \quad (2)$$

где ξ – геометрический коэффициент, ρ_s – плотность дислокаций в субгранице, t_s – время аннигиляции дислокации, ε_v – скорость деформации, $\dot{\rho}_s$ скорость изменения плотности дислокаций в субгранице.

Накапливающиеся в субгранице дефекты создают поля внутренних напряжений σ_i, которые препятствуют движению решеточных дислокаций, осуществляющих внутризеренную деформацию. Величина внутренних напряжений σ_i зависит от плотности дислокаций в субгранице ρ_s. Таким образом, для реализации степенной ползучести внешнее приложенное напряжение $\sigma_{\text{вн}}$ должно превышать внутреннее напряжение σ_i на величину $\sigma_{eff} = \sigma_{\text{вн}} - \sigma_i$.

Таким образом, скорость деформации может быть записана (A_s – геом. коэффициент):

$$\dot{\varepsilon}_v = A_s \left(\frac{G\Omega}{kT}\right)\left(\frac{\sigma_{eff}}{G}\right)^3 \left(\frac{D_v}{b^2}\right) \quad (3)$$

Благодарности
Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 20-73-10113).

Литература

1. Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации Монография. — Пер. с англ. — Челябинск: Металлургия, 1989. — 328 с.: ил.
2. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения Москва: Физматлит, 2004. — 304 с.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ МОНОСЛОЯ ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛНИТРИЛА, СОДЕРЖАЩЕГО ПАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ АТОМОВ МЕТАЛЛОВ Fe, Co, Ni И АМОРФИЗИРУЮЩУЮ ПРИСАДКУ БОР

Д.П. Радченко[1], И.В. Запороцкова[1], О.А. Какорина[1], Ю.В. Бутенко[1], М.С. Чешева[1]

[1]*Волгоградский государственный университет, Волгоград*
crystal_steel@bk.ru

В данной работе представлено следующее исследование. Смоделирован монослой пиролизованного полиакрилонитрила (ППАН) методом молекулярного кластера (МК) содержащий в центре дефект. В дефект поочерёдно помещались следующие сочетания атомов: Fe–Co–B, Co–Ni–B, Fe–Ni–B. При этом атомы металлов размещены в плоскости МК, а атом аморфизирующей добавки в виде бора над монослоем. Все МК были оптимизированы с помощью метода функциональной плотности DFT (Density Functional Theory) с функционалом B3LYP и базисным набором 6-31G(d) [1, 2]. В результате анализа полученных моделей во всех случаях обнаружено искривление изначально планарной плоскости и перенос электронной плотности от металлических атомов к атомам монослоя ППАН. Ширина запрещенной щели ΔE_g и энергия связи $E_{св}$ полученных структур представлена в таблице 1.

Таблица 1. Энергия систем ППАН и их энергии связей

	ΔE_g, эВ	$E_{св}$, эВ
PPAN	1.00	–9.93
Fe–Co–B	0.57	–9.02
Ni–Co–B	0.82	–8.99
Ni–Fe–B	0.64	–9.05

Энергия связи $E_{св}$ рассчитана по формуле:

$$E_{св} = \frac{\sum(E_{ат} * n_{ат}) - E_{сис}}{N}$$

где $E_{ат}$– энергия одного из атомов, составляющих МК, $n_{ат}$– количество атомов, участвующих в образовании МК, $E_{сис}$– энергия системы.

Анализ характеристик полученных МК показал стабильность всех полученных систем, что показывает возможность синтеза таких металлокомпозитов. Наименьшую ширину запрещённой зоны имеет МК Fe–Co–B/ППАН.

Таким образом, металлокомпозит Fe–Co–B/ППАН обладает наибольшей электропроводностью, что делает его перспективным для использования в микроэлектронике. Добавление бора в сплав Fe–Co позволяет снизить напряжение в кристаллической решётке и создать большее количество центров зарождения нанокристаллов в структуре ППАН.

Литература

1. Basis Sets | Gaussian.com [Электронный ресурс]. – URL: https://gaussian.com/basissets/ (дата обращения: 16.04.2021).
2. Ditchfield R. Self-Consistent Molecular-Orbital Methods. IX. An Extended Gaussian-Type Basis for Molecular-Orbital Studies of Organic Molecules / R. Ditchfield, W.J. Hehre, J.A. Pople // The Journal of Chemical Physics. – 1971. – Т. 54. – № 2. – С. 724-728.

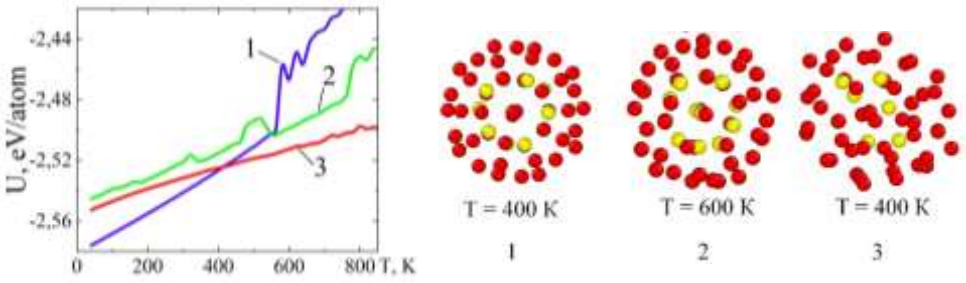
СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРНЫХ МОДИФИКАЦИЙ НАНОКЛАСТЕРОВ Ag_{55} И Ag_{147} РАЗЛИЧНОЙ НАЧАЛЬНОЙ МОРФОЛОГИИ

Д. А. Рыжкова [1], С. Л. Гафнер [1], Ю. Я. Гафнер [1]

[1]*Хакасский государственный университет, Абакан*
bashkova.daria@yandex.ru

Данная работа посвящена исследованию термической стабильности малых наночастиц Ag_{55} и Ag_{147}, число атомов в которых соответствует. Исследование нанокластеров проводилось методом молекулярной динамики с использованием модифицированного потенциала сильной связи (*TB-SMA*). Моделировалось два ансамбля кластеров в зависимости от типа начальной субструктуры: первый – ГЦК, второй – аморфная. Подробно методика проведения эксперимента изложена в работах [1, 2].

Далее рассмотрим наиболее характерные термически индуцированные структурные переходы, наблюдаемые в нанокластерах Ag_{55} и Ag_{147}. В случае первого ансамбля частиц формирование *Ih* структуры происходит еще на этапе предварительной термической релаксации и нанокластеры сохраняют данное кристаллическое строение вплоть до температур плавления 601 К (Ag_{55}) и 685 К (Ag_{147}). Для второго ансамбля частиц процесс структурообразования претерпевает существенные изменения. Для частиц Ag_{55} он может происходить двумя путями: первый – кластер сохраняет начальную конфигурацию; второй – при температуре порядка 500 К происходит структурный переход к *Ih* модификации, при этом температура плавления кластера существенно повышается до значений порядка 750 К. Для нанокластеров Ag_{147} переход к *Ih* структуре имеет место при температуре около 380 К, а температура плавления кластеров смещается до 830 К. Наблюдаемые отличия, на наш взгляд, можно объяснить различным характером зависимости удельной потенциальной энергии *U* (в расчете на один атом) кластеров первого и второго ансамблей. Например, для Ag_{55} (рис. 1а) разность *U* для *Ih* и аморфной модификаций составляет около 0,023 эВ/атом. При этом угол наклона кривых 2 и 3 (второй ансамбль) значительно меньше, чем кривой 1 (первый ансамбль), что при высоких температурах позволяет сохранить *Ih* строение (при условии его формирования) и температура плавления существенно возрастает на величину около 150 К. Похожие закономерности можно также наблюдать и для Ag_{147}, но в значительно менее выраженной форме, что способствует смещению точки плавления, но не приводит к появлению иных структурных модификаций.



а б

Рис. 1. Зависимость удельной потенциальной энергии от температуры (а) и структурные модификации (б) кластера Ag_{55}: начальный ГЦК кластер – 1; аморфный кластер со структурным переходом к *Ih* конфигурации – 2, и без структурного перехода – 3.

Литература

1. Y. Gafner, S. Gafner, D. Bashkova // Journal of Nanoparticle Research. 2019. Vol. 21. №11. P. Art. No. 243. 15 p.
2. Д. А. Рыжкова, С. Л. Гафнер, Ю. Я. Гафнер // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2021. Т. 18. № 1. С. 17-23.

ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛЫХ СВАРНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ЛИСТА СПЛАВА ВТ6 В РЕЖИМЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

О.А. Руденко, М.Х. Мухаметрахимов, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mr.roa@mail.ru

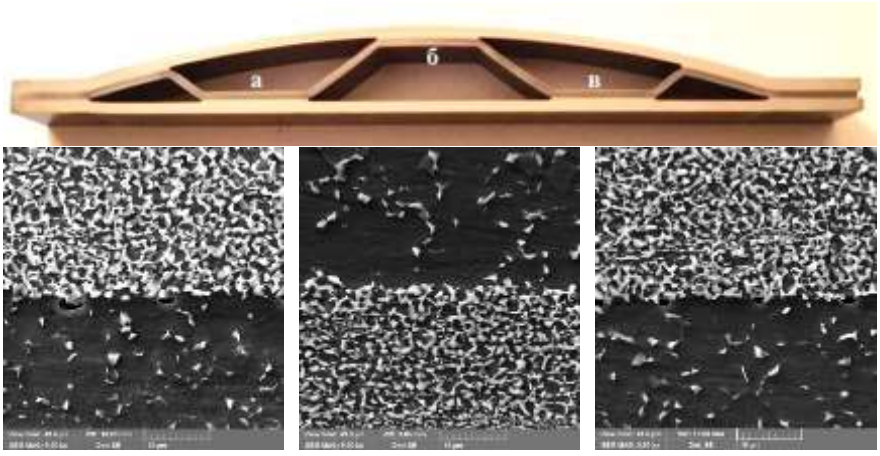
Повышение механических свойств титановых сплавов, как конструкционных материалов, является важной задачей современного материаловедения.

Развитие авиационного машиностроения требует создания новых ресурсосберегающих, экологически безопасных технологических процессов, использующих прогрессивные материалы с высокими эксплуатационными свойствами.

Сварка давлением (СД) относится к перспективным технологиям машиностроения, причем ее эффективность может быть существенно повышена при использовании явления структурной сверхпластичности (СП) [1].

Одним из путей решения рассмотренной задачи является создание конструкционного материала на основе титанового сплава с регламентированным структурным состоянием. Путем определенного комбинирования структурных слоев, заметно отличающихся по свойствам, можно понизить риск ускоренного разрушения полученного материала и тем самым повысить его конструкционную прочность по сравнению с монолитным [2]. При этом актуальной технологической проблемой является разработка научно-обоснованных решений по снижению температуры обработки титановых сплавов, необходимой для повышения экономичности технологий, основанных на сверхпластичном формообразовании.

На рисунке 1 представлена полая трехслойная конструкция изготовленная в условиях низкотемпературной СП при Т=750 °С из пакета микрокристаллических и наноструктурированных листов титанового сплава ВТ6.



а б в

Рис. 1. Полая трехслойная конструкция из титанового сплава ВТ6 с наноструктурированным наполнителем

Метод совмещения СД и последующей формовки с использованием наноструктурированного наполнителя позволил снизить температуру процесса до 750 ^{o}С и повысить качество твердофазного соединения.

Литература

1. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984. 264 с.
2. А.А. Ганеева, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин // Перспективные материалы. 2009. № 7. С. 79-82.

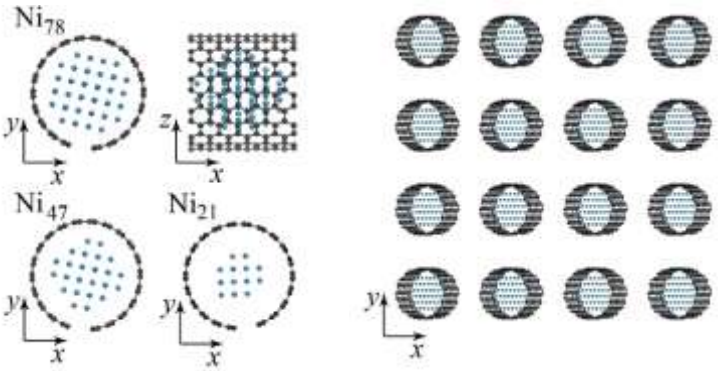
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА НАНОЧАСТИЦ НИКЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ГРАФЕН-НИКЕЛЬ

Л.Р. Сафина[1], Ю.А. Баимова[2]

[1]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
saflia@mail.ru

В последние десятилетия различные наноматериалы, в том числе композитные, рассматриваются как перспективные для большого спектра применений. Среди таких материалов, структуры на основе наноразмерных полиморфов углерода и наночастиц металлов представляют большой интерес [1]. В данной работе методом молекулярной динамики исследуется влияние размера наночастиц никеля на механические свойства композита графен-никель.

Для получения композита графен-металл рассматривается следующая структура: скомканный графен, заполненный наночастицами Ni разного размера. На рис. 1а показаны три чешуйки графена: самая большая возможная наночастица Ni показана в виде проекций на плоскости *xy* и *xz*. Для сравнения представлены две другие структурные единицы с наночастицами Ni_{47} и Ni_{21}. Чешуйка графена, заполненная наночастицами Ni, произвольно поворачивается, чтобы сформировать структуру, показанную в качестве примера на рис. 1б. Для того, чтобы получить композитный материал следующим этапом прикладывается отжиг при 300 К с последующим гидростатическим сжатием при 2000 К. Чтобы оценить механические свойства полученного композита проводится одноосное растяжение.



а б

Рис. 1. (а) Наночастицы Ni разного размера внутри чешуйки графена. (б) 3D-структура скомканного графена, заполненного наночастицами Ni_{78}. Атомы Ni показаны синим цветом, а атомы С - черным.

В работе показано, что размер наночастиц никеля оказывает большое влияние на формирование композита. Наилучшими характеристиками обладает материал с наночастицами Ni_{47}, что можно объяснить тем, что данная наночастица достаточно большая, чтобы влиять на свойства композита (в отличие от наночастицы Ni_{21}), но в то же время не полностью заполняет полость чешуйки, позволяя ей свободно деформироваться (в отличие от наночастицы Ni_{78}).

Литература

1. L.R. Safina, J.A. Baimova, K.A. Krylova et al. Simulation of metal-graphene composites by molecular dynamics: a review. // Letters on Materials. 2020. V.10(3). P. 351-360.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ ДВУМЕРНЫХ МЕТАМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СПЕКТРА СОБСТВЕННЫХ ЧАСТОТ

Н.С. Семенов [1], М.А. Мазо [2], А.В. Вершинин [1], М.Я. Яковлев[1]

[1]*Московский Государственный Университет имени М.В. Ломоносова, Москва*
[2]*ФИЦ Химической Физики имени Н. Н. Семёнова РАН, Москва*
kolq.semenov@gmail.com

Метаматериалы – композиционные материалы с периодической структурой, которые обладают уникальными электромагнитными или акустическими свойствами. В частности, фононные метаматериалы уже нашли применение в качестве различных отражателей и фильтров и в настоящее время являются перспективными материалами для акустической инженерии [1]. Одним из методов создания новых метаматериалов является модульное проектирование, в котором основой периодической структуры являются «мета-атомы» – структуры, содержащие расположенные в определенном порядке включения с заданными механическими характеристиками [2]. Особенностью задачи проектирования модульных метаматериалов является необходимость прогнозирования различных характеристик итогового образца по известным данным о структуре и материалах «мета-атомов». Существенно ускорить выбор наиболее эффективных «мета-атомов» для решаемой задачи проектирования может технология машинного обучения [3].

В данной работе рассматривается модельная система - композит в виде двухмерной полосы [4]. Сама матрица, так же, как и ее включения, задается массовой плотностью, модулем Юнга и коэффициентом Пуассона. Используя численное моделирование и алгоритм оптимизации на основе нейронной сети, разработана методики нахождения такой последовательности включений, которая обеспечивает максимальную ширину запрещенной зоны в колебательном спектре.

Расчет собственных частот проводится в программной среде CAE Fidesys [5]. Реализация проводилась на языке программирования Python, с помощью библиотеки PyTorch. Для обучения нейронной сети многократно проводился расчет эффективных свойств [6] на ячейке периодичности метаматериала с помощью метода конечных элементов (МКЭ) для некоторого подмножества комбинаций включений. Далее обученная нейронная сеть использовалась для поиска оптимальной (в указанном выше смысле) комбинации включений путем перебора всех возможных вариантов расположения включений в ячейке периодичности. Применение разработанной методики позволило реализовать моделирование ММ, не требующее значительных временных затрат и вычислительных мощностей, по сравнению с прямыми МКЭ-расчетами эффективных свойств для всех возможных вариантов ячеек периодичности. Разработанная методика на основе нейронной сети апробирована в процессе проектирования и показала высокую эффективность.

Работа выполнена в МГУ имени М.В. Ломоносова при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых - докторов наук МД-208.2021.1.1.

Литература

1 J. A. I. Martínez, J. Moughames, G. Ulliac, M. Kadic, V. Laude // Appl. Phys. Lett. 2021. V. 118. 063507. C. 1-4.
2 R. Arryyave, D.L. McDowell // Annu. Rev. Mater. Res. 2019. V. 49. №1. P. 103–126.
3 J. Schmidt, M. R. G. Marques, S. Botti, M. A. L. Marques, // Science. npj Comput Mater 2019. V. 5, № 83. P. 1-36.
4 L. Wu, L. Liu, Y. Wang, Z. Zhai, H. Zhuang, D. Krishnaraju, Q. Wang, H. Jiang // A machine learning - based method to design modular metamaterials. Extreme Mech. Lett.2020. V. 36. 100657. C. 1-7.
5 www.cae-fidesys.com CAE Fidesys – engineering structural analysis software.
6 V.A. Levin, K.M. Zingerman, A.V. Vershinin, M. Ya. Yakovlev // Compos. Struct. 2015. V. 131. P. 25–36.

УЛЬТРАТУГОПЛАВКИЙ КОМПОЗИТ (Ti,Zr)C, ПОЛУЧЕННЫЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОТЕПЛОВОГО ВЗРЫВА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

И.Е. Семенчук, В.А. Щербаков, А.Н. Грядунов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка
semenchuk-ilya@mail.ru

В настоящей работе представлены результаты по синтезу ультратугоплавкого композита на основе системы TiC-ZrC методом, включающим приготовление механически активированной реакционной смеси порошков и экзотермический синтез в режиме электротеплового взрыва (ЭТВ) под давлением. Лабораторная установка для осуществления синтеза ЭТВ описана в [1]. Экзотермическую реакцию синтеза проводили по схеме:

$$0{,}4(Ti+C) + 0{,}6(Zr+C) \Rightarrow (Ti_{0.4}Zr_{0.6})C \quad (1)$$

Реакционную смесь готовили из порошков титана (марки ПТМ), циркония (марки ПЦрК-1) и углерода (марки П804-Т) в планетарной мельнице АГО-2. Полученную смесь помещали в реакционную пресс-форму и осуществляли экзотермический синтез в режиме ЭТВ под давлением 100 МПа. В работе изучено влияние длительности активированного смешивания на формирование фазового состава и микроструктуры ультратугоплавких композитов. Результаты рентгенофазового анализа показали, что ультратугоплавкий композит, полученный с использованием смеси активированной в течение 20 минут, содержит однофазный твердый раствор на основе карбидов титана и циркония. Увеличение времени смешивания до 60 минут приводит образованию двухфазного конечного продукта. Результаты анализа подтверждаются данными микроструктурного анализа. Показано, что при активации в течение 20 минут средний размер частиц составляет 3-5 мкм, а при 60 минутах – 0,1-0,2 мкм. Физико-механические характеристики полученных композитов представлены в таблице 1.

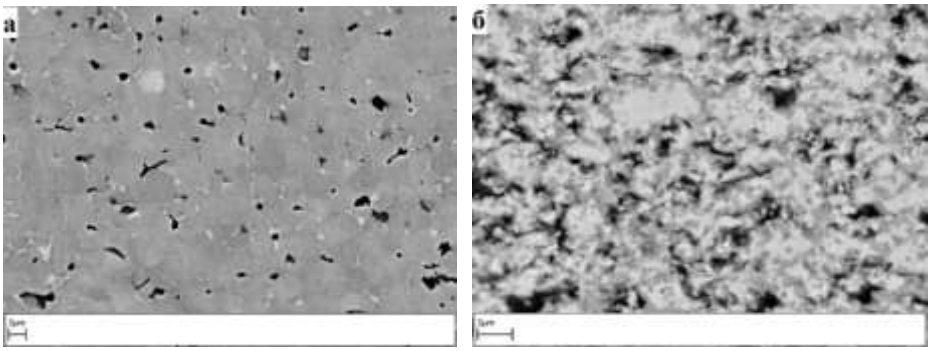


Рис. 1. Микроструктуры композитов, полученных при ЭТВ смесей, активированных в течение 20 (а) и 60 (б) минут.

Таблица 1. Физико-механические характеристики полученных композитов

№ образца	Время смешивания, минут	Относительная плотность, %	Закрытая пористость, %	Размер зерна, мкм	Микротвердость, ГПа
1	20	90,75	6,43	3-5	11,3
2	60	90,75	8,5	0,1-0,2	16,3

Литература

1. В.А. Щербаков, А.В. Щербаков, С.А. Бостанджиян // Физика горения и взрыва. 2019. № 1. С. 83–91.

IONIC PROCESSES IN PYROCHLORE-TYPE $Bi_2Cu_{0.3}Mg_{0.7}Ta_2O_9$

Ya.D. Sennikova [1], N.A. Sekushin [2], S. Yu. Kovalenko [1], K.D. Koksharova [1], V.A. Murav'ev [1], V.V. Panova [1], A.M. Popov [1], I. V. Torlopova [1], D.S. Chirkova [1], A.D. Shpynova [1], N.A. Zhuk[1]

[1]*Syktyvkar State University, Syktyvkar*
[2]*Institute of Chemistry of the Komi Science Center UB RAS*
nzhuck@mail.ru

Cu,Mg - codoped bismuth tantalate pyrochlore was synthesized for the first time by the standard ceramic method. The electrical properties were investigated by impedance spectroscopy in the frequency range 10-10^6 Hz and at a temperature of 25-450 ˚C. In the investigated frequency range, three polarization processes were recorded for the sample. Simulation of equivalent circuits and calculation of the parameters of electrical models taking into account three types of polarization have been carried out. Low- and mid-frequency polarization has been associated with oxygen and cationic conductivity (bipolar conductivity). At medium and low frequency polarization, the mechanism of particle transfer does not change with a change in temperature. As the temperature rises, the high-frequency process gradually shifts to the high-frequency region outside the observation window.

References

1. Н.А. Жук, Н.А. Секушин, Б.А. Макеев // Письма о материалах. 2021. №1. С.11-16.

РОТОБРИЗЕРЫ В ЦЕПОЧКЕ РОТАТОРОВ НА УПРУГОЙ ПОДВЕСКЕ

И.Р. Сунагатова [1], Р.Р. Мулюков [1], А.В. Савин [2], С.В. Дмитриев [1,3]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва*
[3]*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа*
sunagatova66@gmail.com

Рассмотрена цепочка связанных упругих ротаторов с двумя степенями свободы, радиальной и угловой (см. рис. 1а), описываемая гамильтонианом

$$H = \sum_n \left[\frac{M}{2}\left(r_n^2\dot{\phi}_n^2 + \dot{r_n^2}\right) + \frac{k}{2}(r_n - r_0)^2 + \frac{K}{2}(R_n - R_0)^2\right] , \qquad (1)$$

где $R_n = \sqrt{a^2 + r_{n+1}^2 + r_n^2 - 2r_n r_{n+1}\cos(\phi_{n+1} - \phi_n)}$.

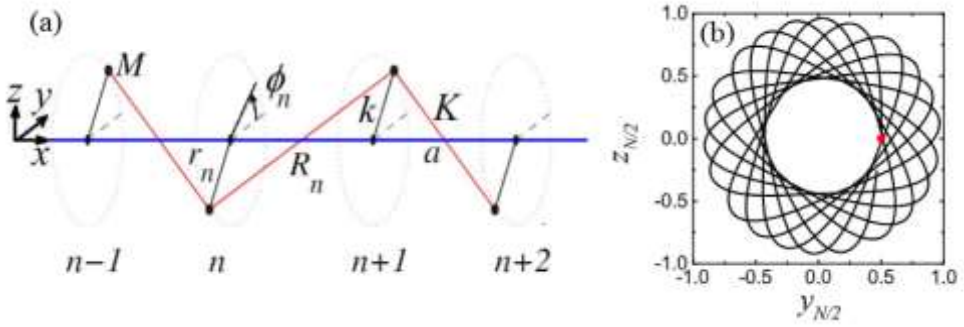


Рис. 1. (а) Схема цепочки связанных упругих ротаторов, пронумерованных индексом *n*. Ротатор представляет собой частицу массы *M*, соединенную безмассовым линейно-упругим стержнем жесткости *k* с осью вращения без трения. Ротаторы связаны с ближайшими соседями линейными упругими связями жесткости *K*. Стержни и связи имеют равновесные длины r_0 и R_0 и текущие длины r_n и R_n , соответственно. (б) Траектория ротатора на плоскости (*y*,*z*). Первоначальное положение ротатора отмечено красной точкой.

Частицы вращаются параллельно плоскости (*y, z*) вокруг общей жесткой спицы. Для возбуждения ротобризеров в цепочке используются следующие начальные условия. Для ротатора в середине цепочки $n = N/2$ положим $r_{N/2}(0) = r^0$, $\dot{r_{N/2}}(0) = 0$, $\phi_{N/2}(0) = 0$, $\dot{\phi_{N/2}}(0) = \dot{\phi}^0$. Это означает, что ротатор при t=0 имеет начальную длину r_0, нулевую начальную радиальную скорость, нулевой начальный угол и начальную угловую скорость $\dot{\varphi}_0$.

Показано, что из-за конечной жесткости упругих ротаторов частота углового вращения ротобризеров не может выходить за пределы оптической полосы фононного спектра. В цепочке жестких ротаторов частота вращения ротобризера не ограничена [1].

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 21-12-00229, и частично поддержана гос. заданием ИПСМ РАН, № АААА-А17-117041310220-8.

Литература

1. P. G. Kevrekidis, S. V. Dmitriev, S. Takeno, A. R. Bishop, and E. C. Aifantis, Rich example of geo-metrically induced nonlinearity: From rotobreathers and kinks to moving localized modes and resonant energy transfer, Phys. Rev. E 70, 066627, 2004.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМГ3

С.Н. Сучков [1,2], К.В. Надараиа [1,2], Д.В. Машталяр [1,2], С.Л. Синебрюхов[1], С.В. Гнеденков[1]

[1]*Институт химии ДВО РАН, Владивосток*
[2]*Дальневосточный федеральный университет, Владивосток*
snsuchkov@yandex.ru

Алюминиево-магниевые сплавы являются одними из самых перспективных материалов в современном авиа-, корабле- и машиностроении, что обусловлено их доступностью, прочностью и лёгкостью [1]. К тому же, на поверхности алюминия на воздухе образуется естественная оксидная плёнка, которая является барьером для протекания коррозионных процессов. Однако в условиях агрессивных сред такая защитная плёнка недостаточно эффективна, что приводит к скорому разрушению материала [1]. Существующие традиционные и современные методы обработки поверхности позволяют предотвратить коррозию, однако их действие не является длительным.

Перспективным способом, предназначенным для решения описанной проблемы, является формирование композиционных покрытий методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО) с последующей обработкой фторполимерными материалами [2]. Раннее разработанный метод электрохимического синтеза ПЭО-покрытий на сплаве алюминия АМг3 и дальнейшая обработка формируемой поверхности методом погружения в суспензию ультрадисперсного политетрафторэтилена (УПТФЭ) позволили получить композиционные слои с высокими показателями коррозионной стойкости [3]. Однако метод погружения имеет ряд технологических ограничений, в частности, при обработке изделий больших размеров.

В рамках данной работы предлагается метод формирования композиционных покрытий на алюминиевом сплаве АМг3 в два этапа. Первый этап – формирование ПЭО-покрытия, второй – обработка полученной поверхности суспензией УПТФЭ методом распыления. Оптимизируя значения давления и объём распыляемого вещества при обработке можно добиться внедрения частиц полимера в поры покрытия и обеспечить равномерный защитный слой.

Результаты электрохимических испытаний свидетельствуют о высоких защитных свойствах формируемых композиционных покрытий. Значения плотности тока коррозии снижаются на 3 и 4 порядка, а поляризационного сопротивления увеличиваются на 4 и 5 порядков в сравнении с ПЭО-покрытием и металлом без обработки (Таблица 1). Таким образом, можно сделать вывод, что формирование композиционных покрытий методом плазменного электролитического оксидирования с дальнейшей обработкой УПТФЭ методом распыления позволяет значительно улучшать коррозионную стойкость алюминиевого сплава АМг3.

Таблица 1. Результаты электрохимических испытаний композиционных покрытий

Тип поверхности	I_C, А·см$^{-2}$	E_C, В	R_P, Ом·см^2
Без покрытия	$6{,}11\cdot10^{-7}$	-0,76	$2{,}90\cdot10^{4}$
ПЭО-покрытие	$3{,}12\cdot10^{-8}$	-0,74	$9{,}01\cdot10^{5}$
Композиционное покрытие	$3{,}02\cdot10^{-11}$	-0,71	$1{,}79\cdot10^{9}$

Литература

1. Kammer C. Aluminum and aluminum alloys // Springer Handbooks. 2018. P. 157–193.
2. Mashtalyar D. et al. Polymer-containing layers formed by PEO and spray-coating method //Mat. Today: Proceed. 2019. Vol. 11. P. 150-154.
3. Egorkin V. S. et al. Atmospheric and marine corrosion of PEO and composite coatings obtained on Al-Cu-Mg aluminum alloy //Materials. – 2020. – Т. 13. – №. 12. – С. 2739.

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ В ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2С НА ЭРОЗИЮ В МОРСКОЙ ВОДЕ

Р.Р. Тимиряев [1,2], Р.Х. Хисамов [2], Р.Р. Мулюков [1,2]

[1] Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа
[2] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН г. Уфа
rasimtimiryaev@gmail.com

Эксплуатирующиеся нефтегазовые трубы находятся под постоянным влиянием внешних воздействий. В частности, они подвергаются эрозии в различных агрессивных средах, таких как соленые и грунтовые воды. Повышение стойкости материала труб к эрозии является актуальной задачей. Как известно, одним из способов повышения эрозионной стойкости может являться наноструктурирование материала [1,2].

В данной работе исследовали влияние наноструктурирования на эрозию трубной стали 09Г2С в морской воде. Наноструктуру в образцах получили кручением под высоким давлением [3]. Для сравнительных исследований использовали образцы с большим размером зерен. Для этого наноструктурные (НС) образцы отжигали в диапазоне температур от 100 до 900°С. Эрозию образцов проводили в растворе соленой воды близкой по концентрации к морской воде. Образцы размещали в двухэлектродной ячейке с анодом и катодом. Исследуемые образцы выполняли роль анода. Поверхность образцов предварительно полировали. Образцы подвергали эрозии в течение 30 минут при разности потенциалов между анодом и катодом 5 В. Средний ток составил 0.25 А. Для определения скорости эрозии образцы взвешивали до и после эрозии на аналитических весах с точностью до 0.01 мг.

В результате кручения под высоким давлением в образцах трубной стали сформирована наноструктура со средним размером зерен 250 нм. Значение микротвердости НС образцов составило 500 HV. После отжига НС образцов в диапазоне температур от 100 до 400°С значения среднего размера зерен и микротвердости не изменились. Отжиг НС образцов при 600°С привел к повышению среднего размера зерен до 1 мкм, при этом микротвердость образцов снизилась до 250 HV. В результате отжига НС образцов при 900°С значения среднего размера зерен и микротвердости составили 6 мкм и 150 HV, соответственно. Эти значения были близки к значениям размера зерен и микротвердости исходных до деформации микрокристаллических образцов стали. Снижение микротвердости НС образцов стали при отжиге связали с увеличением размера зерен согласно известному соотношению Холла-Петча.

Исследования эрозии показало, что скорость эрозии НС образцов на 20-30% превышает скорость эрозии микрокристаллических образцов со средним размером зерен 6 мкм. На основе электронно-микроскопических исследований определили, что на поверхности образцов эрозия происходит за счет образования ямок травления. На поверхности НС образцов концентрация ямок травления больше, чем на микрокристаллическом образце. Это явилось следствием повышения скорости эрозии НС образцов относительно микрокристаллических образцов.

Благодарности. Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН. Электронно-микроскопические исследования выполнены на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

1. Li-Y. Qin, J-S. Lian, Q. Jiang // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2010. V. 20. P. 82-89.
2. S. Tao, D.Y. Li // Philosophical Magazine Letters. 2008. V. 88. P. 137-144.
3. Nazarov, R. R. Mulyukov. Nanostructured Materials. In: Handbook of NanoScience, Engineering and Technology. Ed. by W. A. Goddard III, D. Brenner, S. E. Lyshevski, G. J. Iafrate. CRC Press, Boca Raton. 2002. P. 22-1-22-41.

МИКРОСТРУКТУРА МАГНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

М.А. Токарев, Д.А. Комкова, О.В. Антонова

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева, УрО РАН, Екатеринбург, Россия
tok222@yandex.ru

Несмотря на широкое распространение магния и его сплавов в качестве конструкционных материалов, до настоящего времени они представляют существенный интерес исследователей для решения проблем их плохой обрабатываемости и пластичности при комнатной температуре [1, 2]. В работе приведены результаты исследования микроструктуры и механических свойств магния после интенсивной пластической деформации методом обратного выдавливания в специально разработанной оснастке при комнатной температуре за одну операцию. В качестве исходного материала был использован литой Mg со столбчатой структурой (средний размер зерна 2.7 х 7.7 мм). В результате деформации были получены стаканчики с разной толщиной стенок. Для подробного изучения структуры использовались следующие методы: 1) металлография на микроскопе Альтами МЕТ 1С 2) рентгеноструктурный фазовый анализ (X-ray) на дифрактометре DMAX 2000, RIGAKU в монохроматическом излучении CuK_α; 3) методы сканирующей (СЭМ), Qunta 200 FEI и просвечивающей (ПЭМ), JEM200Cx, электронной микроскопии.

Результаты металлографии. Сравнивались структуры, которые наблюдались на дне и стенках стаканчика. В первом случае была зафиксирована высокая плотность двойников различной направленности, тогда как в микроструктуре стенки магния двойники наблюдали значительно реже. Границы зерен практически не видны при используемом увеличении.

Результаты X-ray. На дифрактограммах полученных с различных мест дна и стенки стаканчиков наблюдаются в основном одни и те же линии, но несколько отличной интенсивности. Помимо этого, по сравнению с литым образцом магния увеличилась интенсивность пика {10.1} и {10.3} и уменьшилась высота пика (00.2).

Сканирующая электронная микроскопия. Данные EBSD анализа показали наличие двойников, плотность которых после деформации существенно уменьшилась. В литом образце основной пик разориентировок находится в диапазоне 85° - 90°, что указывает на двойники по $\{10\bar{1}2\}$. После деформации этот пик небольшой и в основном фиксируется в области ~30°, как результат процессов двойного двойникования. Размеры зерен после деформации имеют большой разброс, Средний размер полученных зерен – около 3 мкм. То есть произошло уменьшение размеров исходного зерна почти на три порядка.

Результаты ПЭМ. Исследование подтверждает высокую плотность двойников в крупнозернистом литом магнии. После деформации наблюдали, главным образом, зерна размером 1-2 мкм, внутри которых была сформирована развитая субструктура, а также редко наблюдались двойники неправильной формы.

Результаты измерения микротвердости. Средняя микротвердость по стенке стаканчика составляла 410 МПа, несколько выше средних показателей микротвердости магния. Это может быть связано с микроструктурной неоднородностью и существенным измельчением структуры.

Литература

1. Рейнор Г. В. Металловедение магния и его сплавов / Г. В. Рейнор. – М.: Металлургия, 1964. – С. 197-207.
2. Волков А. Ю., Антонова О. В., Каменецкий Б. И и др. Получение, структура, текстура и механические свойства сильно деформированных образцов магния / ФММ. – 2016. – том 17. – С. 1 – 11.

МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ГРАНУЛЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$

Т.В. Трегубова, О.В. Стогней, Татьянина Е.П., И.М. Трегубов

Воронежский государственный технический университет, Воронеж
ttv1507@ya.ru

Проведено исследование магнитных и магниторезестивных свойств тонкопленочных нанокомпозитов $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$ в широком интервале концентраций металлической фазы ($7 \leq x$, ат. % ≤ 55). Исследованы анизотропность магнитосопротивления и величина магниторезистивного эффекта в композитах

Для получения гранулированных нанокомпозитов металл-диэлектрик $(CoFeZr)_x(MgF)_{100-x}$ использовался метод ионно-лучевого распыления составных мишеней в лаборатории кафедры физики твердого тела Воронежского государственного технического университета, разработанной д.ф.-м.н. Ситниковым А.В. Для исследования магнитных свойств использовалась установка для измерения магниторезистивного эффекта на основе электромагнита ФЛ-1 и вибрационный магнетометр для измерения петель магнитного гистерезиса. Элементный и фазовый состав образцов контролировался на сканирующем рентгеновском микроанализаторе JXA-840.

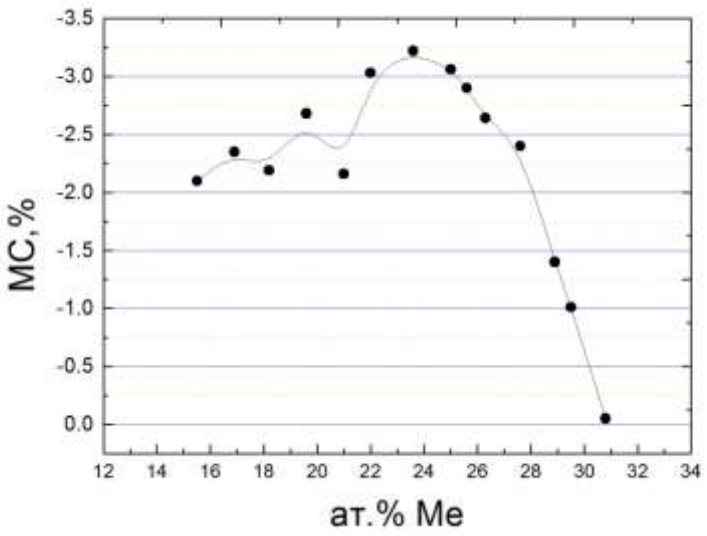


Рис. 1. Концентрационная зависимость магнитосопротивления композитов $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$ в исходном состоянии

Установлено, что система композитов $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$ проявляет отрицательное магнитосопротивление (рис.1), обусловленное спин-зависимым туннелированием электронов между металлическими наногранулами, причем максимальное значение магнитосопротивления, которое проявляет система $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$ достигает 3,25% в поле 10 кЭ.

Отсутствие положительного магнитосопротивления в композитах $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$ по всей видимости связано с тем, что не происходит образования лабиринтоподобных кластеров на пороге перколяции.

Установлено, что структура композита $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$ кристаллическая, что обусловлено растворением Zr в диэлектрической матрице. Атомы Zr стабилизируют структуру.

ВЛИЯНИЕ Nb, Zr И Zr+Hf НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ β-ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ TiAl СПЛАВОВ

Д.М. Трофимов, В.М. Имаев, А.А. Ганеев, Н.Ю. Пархимович, Р.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
denis@imsp.ru

Сплавы на основе интерметаллидной фазы γ-TiAl начали относительно недавно применяться в качестве конструкционных материалов вместо традиционных никелевых сплавов при изготовлении лопаток турбины низкого давления в газотурбинных двигателях. Однако технологии изготовления из этих сплавов остаются очень дорогими из-за низких литейных свойств, сложной механической обрабатываемости и плохой деформируемости γ-TiAl сплавов при повышенных температурах. В последние годы были разработаны так называемые β-затвердевающие сплавы, легированные Nb, Mo, B и другими элементами, обладающие, благодаря исключению перитектических реакций в ходе затвердевания слитка, улучшенной химической микрооднородностью, относительно мелкой структурой (d<100 мкм) и свободные от острой текстуры литья [1]. Основным легирующим элементом в таких сплавах выступает Nb, имеющий растворимость в двухфазной $\alpha_2+\gamma$ области более 5 ат.% и обеспечивающий высокую жаропрочность, жаростойкость и твердорастворное упрочнение. Mo играет роль β-стабилизатора, а $\beta(\beta_o)$-фаза способствует сохранению относительно мелкой структуры при затвердевании и охлаждении слитка и улучшает деформируемость сплава при повышенных температурах. Между тем наличие 4…8 ат.% Nb и Mo, являющегося сильным β-стабилизатором, в случае длительной эксплуатации может приводить к нежелательным фазовым превращениям при температурах эксплуатации [2]. Представляет интерес частичная или полная замена Nb другими элементами замещения, имеющими высокую растворимость в интерметаллидных γ- и α_2-фазе, а также уменьшение β-стабилизации сплава за счет полного или частичного исключения Mo из числа легирующих элементов.

Объектами исследования в настоящей работе явились модельные β-затвердевающие сплавы: Ti-44Al-0.2B, Ti-44Al-5Nb-0.2B, Ti-44Al-5Zr-0.2B и Ti-44Al-2.5Zr-2.5Hf-0.2B (ат.%). Исходные слитки сплавов весом около 100 г были получены вакуумно-дуговым переплавом в атмосфере аргона на лабораторной плавильной установке. С помощью деформационно-термической и термической обработки в сплавах удалось получить близкую микроструктуру дуплексного типа со средним размером γ зерен и пластинчатых $\gamma+\alpha_2$ колоний около 10 и 20 мкм, соответственно. Из полученных дуплексных состояний сплавов были приготовлены образцы для испытаний на растяжение и сопротивление ползучести. В результате выполненных механических испытаний было установлено влияние легирования на свойства при растяжении и сопротивление ползучести. Легирование Zr и Zr+Hf обеспечило заметно более высокую прочность, жаропрочность и температуру хрупко-вязкого перехода сплавов по сравнению с легированием Nb. Для объяснения полученных эффектов были выполнены электронно-микроскопические и рентгеноструктурные исследования, которые позволили с привлечением различных физических представлений объяснить наблюдаемые эффекты.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (№ АААА-А17-117041310215-4).

Литература

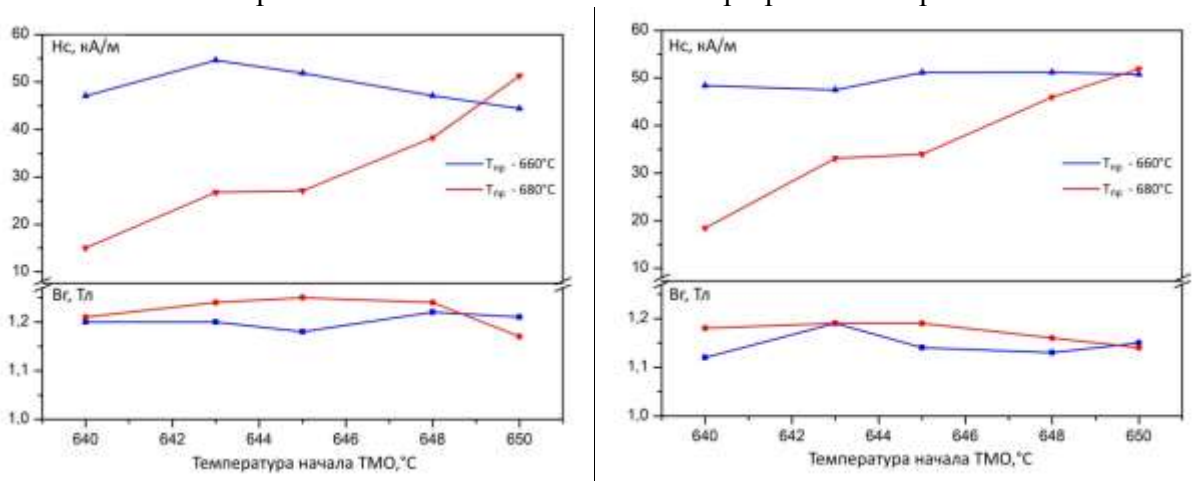
1. R.M. Imayev, V.M. Imayev, M. Oehring, F. Appel, Alloy Design Concepts for Refined Cast and Wrought Gamma Titanium Aluminide Based Alloys. Intermetallics. 2007. 15. 451.
2. Z.W. Huang, T. Cong, Microstructural instability and embrittlement behaviour of an Al-lean, high-Nb γ-TiAl-based alloy subjected to a long-term thermal exposure in air. Intermetallics. 2010. 18. 161.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КРАТКОВРЕМЕННОГО НАГРЕВА ПЕРЕД ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Fe-30Cr-16Co

А.С. Устюхин[1], В.А. Зеленский[1], А.Б. Анкудинов[1], И.М. Миляев[1]

[1] *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*
fcbneo@yandex.ru

Целью настоящей работы является экспериментальное исследование режимов предварительного кратковременного нагрева перед термомагнитной обработкой (ТМО) магнитотвердого сплава Fe-30Cr-16Co (вес. %) и их влияние на магнитные свойства. В реальных производственных условиях используются печи с большим объемом камеры для одновременной обработки большого количества заготовок. Нагрев таких печей происходит неравномерно, в результате чего на начальной стадии при прогреве печи возникает градиент температуры по объему и вследствие этого заготовки магнитов внутри садки оказываются при пониженной температуре по сравнению с остальными заготовками. Известно, что сплавы системы Fe-Cr-Co чувствительны практически ко всем параметрам термической обработки: температуре начала ТМО, скорости охлаждения в магнитном поле, и т.д. Поэтому стремление к созданию идентичных условий термообработки для всех заготовок является важной задачей. Одним из способов решения данной проблемы на производстве является кратковременный предварительный нагрев заготовок выше температуры начала обработки ($T_{тмо}$) и последующим быстрым охлаждением уже до требуемой температуры. В наших исследованиях были применены две температуры предварительного перегрева ($T_{пр}$) 660 и 680 °C. Для исследования были взяты порошковые сплавы Fe-30Cr-16Co и Fe-30Cr-16Co-1Ti, спеченные при температуре 1350 °C в течение 150 мин. На рис. 1 представлена зависимость магнитных свойств порошкового сплава Fe-30Cr-16Co при различных режимах ТМО.



а б

Рис. 1. Результаты измерения коэрцитивной силы H_c и остаточной индукции B_r при различных условиях термообработки сплавов Fe-30Cr-16Co (а) и Fe-30Cr-16Co-1Ti (б)

Согласно полученным результатам (рис. 1) оба сплава оказались чувствительными к разнице между $T_{пр}$ и $T_{тмо}$. Образцы, предварительно нагретые до 660°C, имеют высокие показатели магнитных свойств в интервале $T_{тмо}$ 640 – 650 °C с максимумом в районе 645 °C. После нагрева до $T_{пр}$ 680°C в интервале температур 640 – 650 °C значения коэрцитивной силы H_c с увеличением разницы между $T_{пр}$ и $T_{тмо}$ резко снижаются и, как следствие, снижаются также значения $(BH)_{max}$. Значения остаточной индукции B_r при этом сохраняются на одном уровне во всем исследованном диапазоне $T_{тмо}$. Полученные результаты показывают важность контроля параметров термической обработки Fe-Cr-Co сплавов.

ИЗМЕНЕНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ГРАФИТА В ПРОЦЕССЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ

А.Г. Фазлитдинова, В.А. Тюменцев

Челябинский государственный университет, Челябинск
fazlitdinovaag@mail.ru

Особенности перехода «рентгеноаморфного» углеродного материала в графит при высокотемпературной обработке, а также разрушения (аморфизации) структуры графита в процессе нейтронного облучения или длительного механического диспергирования были предметом многочисленных исследований. В частности, получены данные по монотонному росту размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и уменьшению межплоскостного расстояния d_{002} по мере повышения температуры или увеличения продолжительности изотермической обработки как хорошо графитирующихся углеродных материалов, так и трудно графитирующихся углеродных волокон. Вместе с тем в ряде работ показано, что по мере повышения температуры или продолжительности высокотемпературной обработки изменение d_{002} может развиваться ступенчато, наблюдаются плато при значениях, равных 3,36, 3,37, 3,40, 3,425 и 3,44 Å. В процессе длительного механического диспергирования или нейтронного облучения графита наблюдается увеличение d_{002} и происходит частичная аморфизация материала.

В данной работе методом рентгеноструктурного анализа изучено изменение тонкой структуры графита, подвергнутого механическому диспергированию в планетарной мельнице в течение до 2700 минут. Показано, что профили дифракционных максимумов 002 образцов углеродного материала асимметричные, по мере увеличения продолжительности диспергирования существенно увеличивается интегральная ширина, наблюдается смещение центра тяжести максимумов в сторону меньших углов. Это может быть обусловлено изменениями соотношения количества присутствующих в углеродном материале метастабильных углеродных состояний, отличающихся значением межплоскостного расстояния. Анализ профиля таких асимметричных дифракционных максимумов с использованием программы, которая позволяет выделить перекрывающиеся максимумы, имеющие разные положения центров тяжести, интенсивность и интегральную ширину позволяет получить новые данные о тонкой структуре материала. Разделение проводили на минимальное количество компонент, адекватно описывающих экспериментально наблюдаемый асимметричный максимум. Показано, что асимметричные максимумы могут быть представлены как суперпозиция симметричных максимумов увеличивающейся интегральной ширины и соответствующих фиксированным значениям межплоскостных расстояний d_{002} в диапазоне от ~3.36 до ~3,55/3,68 Å. Состав метастабильных углеродных состояний определяется продолжительностью механического диспергирования в планетарной мельнице. Формирование областей когерентного рассеяния метастабильных состояний с большим межплоскостным расстоянием и увеличение их количества обуславливает постепенное смещение экспериментально наблюдаемого дифракционного максимума 002 в сторону уменьшения угла дифракции. Вычисленные значения d_{002} компонент исследованных углеродных материалов находятся в достаточно хорошем соответствии с приведенными в литературе данными. Наблюдаемая зависимость компонентного состава от продолжительности диспергирования позволяет предположить, что процесс перехода графита в неупорядоченный углеродный материал, по-видимому, развивается через ряд метастабильных состояний.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ СИГМА ФАЗЫ ПРИ ПОМОЩИ НЕЙТРОННОГО РАССЕЯНИЯ И ДИФРАКЦИИ

М.Л. Федосеев[1], С.Н. Петров[1], О.Ю. Прокошев[1], А.Х. Исламов[2]

[1]*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт» - «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей», Санкт - Петербург*
[2]*Объединенный институт ядерных исследований, Дубна*
npk3@crism.ru

Длительное старение аустенитных сталей в интервале температур 450-550°С приводит к снижению пластичности (δ_P, δ и ψ), ударной вязкости и трещиностойкости металла при отсутствии изменения прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$ и σ_B). Это связано с формированием вторичных фаз на межзеренных, специальных и межфазных границах, приводящем к снижению прочности их сцепления.

Данная работа посвящена исследованию влияния фазового состава, а также структуры металла шва после длительной эксплуатации двух марок стали 08Х16Н11М3 (после лабораторного ускоренного старения) и 02Х17Н10М2. Также изучалось влияние на свойства материала аустенизации (нагрева до 1050°С в течение 30 мин), приводящей к снижению склонности металла шва к старению.

Исследование проведено на инструментах реактора ИБР-2 в ОИЯИ г. Дубна: малоугловое рассеяние нейтронов (МУРН) [1], а также нейтронная дифракция [2] в паре с рентгеновской.

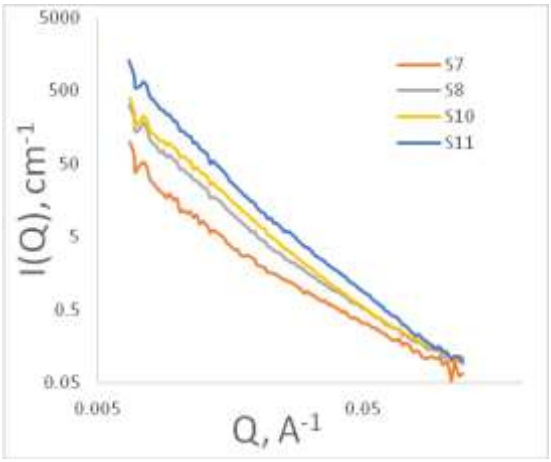


Рис. 1. Кривые малоуглового рассеяния образцов стали 02Х17Н10М2

σ-фаза обнаружена в стали 08Х16Н11М3, в стали 02Х17Н10М2 – в следах.

По результатам исследования на МУРН установлено, что аустенизация приводит к меньшему углу наклона аппроксимирующей прямой (больший размер мелкодисперсных частиц) в двойных логарифмических координатах. Так кривые рассеяния образцов после эксплуатации и последующей аустенизации (S7, S10) ниже чем просто после эксплуатации (S8, S11), см. рис. 1.

По результатам исследования установлен фазовый состав, выявлены режимы, приводящие к появлению сигма-фазы.

Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользовании научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей».

Литература

1. Kuklin A.I., Islamov A.K., Gordeliy V.I. // Neutron News, Vol. 3, No. 16, 2005. pp. 16-18.
2. Balagurov A.M., Beskrovnyy A.I., Zhuravlev V.V., Mironova G.M., Bobrikov I.A., Neov D., Sheverev S.G. // J. Synch. Investig., No. 10, 2016. pp. 467-479.

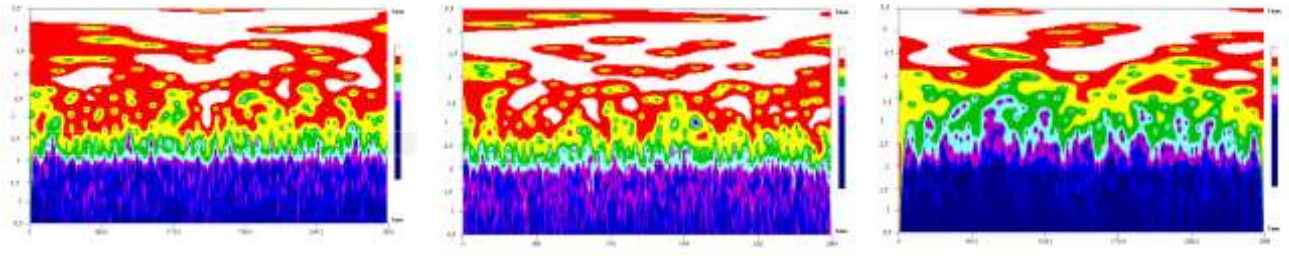
ВЕЙВЛЕТ-ИТЕРПРЕТАЦИЯ МЕЗОСТРУКТУРЫ КАОЛИНИТОВЫХ МАСС РАЗЛИЧНОЙ ВЛАЖНОСТИ

М.М. Филяк, А.Г. Четверикова, О.Н. Каныгина

ФГБОУ ВО «Оренбургский государственный университет», Оренбург
filyak@mail.ru

Физические эффекты, проявляющиеся при взаимодействии воды с глинистыми минералами, способны оказывать существенное влияние на кинетику и интенсивность протекающих структурных изменений под различными внешними воздействиями. Согласно классификации А.И. Лебедева [1] в глинах можно выделить три вида воды: свободную, физически связанную и химически связанную. Изменение влагосодержания может вызвать трансформациию микроструктуры глинистых частиц.

Объектом исследования являлась каолинитовая масса из минерального сырья Оренбургской области, характеристики которого приведена в статье [2]. Получили три партии образцов с разной влажностью: К0 (влажные образцы, содержащие 26 % воды), К1 (высушенные на воздухе, содержащие 7,8 % воды) и К2 (обожженные при 900 ^{0}С, влажность ≈0 %). Распределение структурных элементов на поверхности образцов и определение их размеров проводили с использованием метода вейвлет-преобразования [3]. На рис. 1 приведены вейвлет-спектры для трех образцов, где по оси абсцисс отложен параметр сдвига вейвлета (вдоль изображения), измеряемый в пикселях; по оси ординат – параметр масштабирования базисного вейвлета.



а б в

Рис. 1. Вейвлет-спектры поверхностей образцов К0 (а), К1 (б), К2 (в)

Изменение цвета областей спектрограмм, принадлежащих разным масштабам, свидетельствует об изменение размеров элементов мезоструктуры и равномерности их распределения по сечению образцов. Размеры структурных элементов образца К0 составили 26-27 мкм. После сушки (К1) размеры структурных элементов незначительно уменьшились до 25-26 мкм. При этом поверхность стала более однородной. После отжига К2 размеры структурных элементов увеличились до 33-34 мкм, и поверхность стала неоднородной. Небольшое изменение размеров после сушки возможно связано с утонением водных оболочек. Увеличение размера структурных элементов после обжига – результат частичной консолидации частиц каолинита.

Литература

1. В.И. Осипов, В.Н. Соколов. Глины и их свойства. Монография. М.: Геос, 2013. 578 с.
2. Характеристика каолиновых глин месторождения Светлинского района Оренбургской области / Каныгина О. Н., Четверикова А. Г., Алпысбаева Г. Ж., Филяк М. М., Юдин А.А., Анисина И. Н., Гуньков В. В. // Стекло и керамика, 2020. № 9. С. 34-40
3. M. M. Filyak, A. G. Chetverikova, O. N. Kanygina, I. N. Anisina // Measurement Techniques. 2020. V. 63, Iss. 2. C. 130 – 134.

ПЛАНАРНЫЕ СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ТРОЙНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА A_2BC

А.Р. Халиков [1], Е.А. Корзникова [1,2], С.В. Дмитриев [2]

[1] *Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
khalikov.albert.r@gmail.com

В работе исследуются планарные сверхструктурные дефекты в тройных упорядоченных сплавах стехиометрического состава A_2BC, а также проводится расчет энергии сплава. На рис. 1 представлена исследуемая упаковка атомов на основе ГЦК решетки. Проведен кристаллогеометрический анализ представленной сверхструктуры. На рис. 2 показано расположение атомов полученных после преобразования сдвига на решеточный вектор. Проанализировав варианты сортов на различных подрешетках можно сделать вывод о том, что возможно 4 варианта расположения атомов в подрешетках.

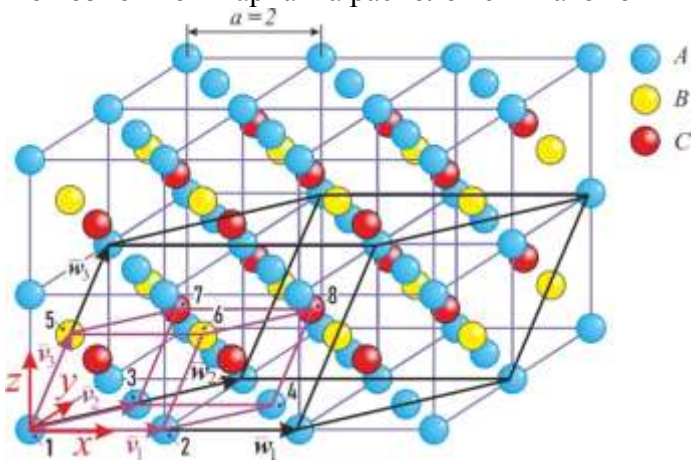


Рис. 1. Примитивная трансляционная ячейка сверхструктуры A_2BC, опирающаяся на вектора трансляции $\boldsymbol{w}_i$, i=1,2,3 (выделена черным). Для удобства полагаем a=2. Координаты векторов: $\boldsymbol{w}_1 = (4,0,0)$, $\boldsymbol{w}_2 = (2,2,0)$, $\boldsymbol{w}_3 = (0,2,2)$.

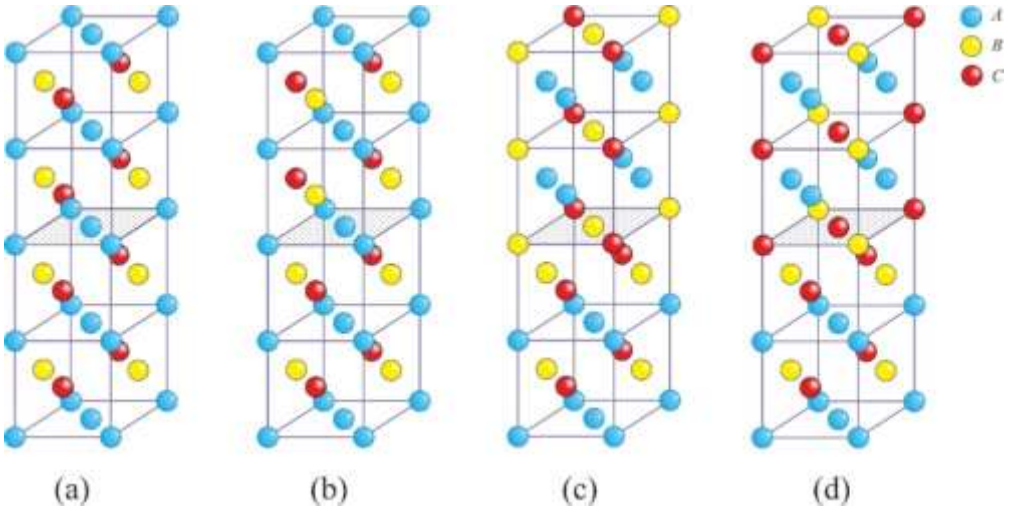


Рис. 2. Различные варианты расположение атомов сорта A, B и C полученные после преобразования сдвига на решеточный вектор сверхструктуры A_2BC.

Литература

1. С.В. Дмитриев, М.Д. Старостенков, А.Н. Жданов // Основы кристаллогеометрического анализа дефектов в металлах и сплавах. 1995, Барнаул, Изд-во АлтГТУ, 256 с.

ПЛАНАРНЫЕ СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_0$ НА БАЗЕ ГЦК РЕШЕТКИ

А.Р. Халиков [1], **С.В. Дмитриев** [2,3]

[1]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[3]*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа*
khalikov.albert.r@gmail.com

Рассматривается структура упорядоченного сплава стехиометрического состава *AB* со сверхструктурой $L1_0$. Эта структура относится к тетрагональной кристаллической системе, но в данной работе она будет рассматриваться как кубическая. Атомы сверхструктуры $L1_0$ занимают узлы ГЦК-решетки, которую можно представить в виде объединения четырех простых кубических решеток, как показано на рис. 1(a), где кубические подрешетки занумерованы. Подрешетки 1 и 2 заняты атомами сорта *A*, а подрешетки 3 и 4 - сорта *B*.

В работе проведено моделирование операций сдвига на решеточные векторы и операций точечной симметрии кубических кристаллов для определения всех возможных представлений сверхструктуры $L1_0$. Показано, что операции сдвига дают два способа расположить атомы *A* и *B* по кубическим подрешеткам, рис. 1(a,b), а операции точечной симметрии ещё четыре способа, рис. 1(c-f). В табл.1 представлены все шесть возможных вариантов расположения сортов атомов по кубическим подрешеткам в сверхструктуре $L1_0$. Заключаем, что в сверхструктуре $L1_0$, в каждой плоскости, возможно до пяти планарных сверхструктурных дефектов с различной энергией.

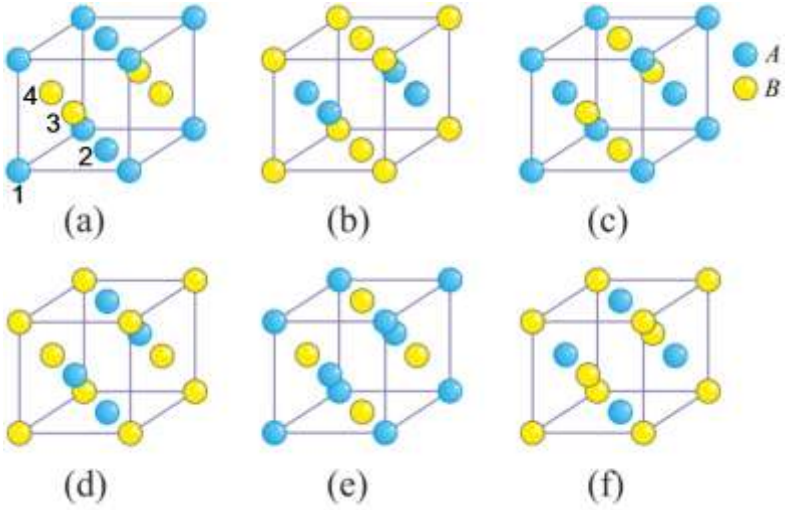


Рис. 1. Расположение атомов сорта *A* и *B* в сверхструктуре $L1_0$, полученные преобразованиями сдвига на решеточный вектор и точечной симметрии.

Таблица 1. Варианты расположения сортов атомов по кубическим подрешеткам.

№	Варианты сортов	№	Варианты сортов
1	A A B B	4	B A A B
2	B B A A	5	A B A B
3	A B B A	6	B A B A

Литература

1. С.В. Дмитриев, М.Д. Старостенков, А.Н. Жданов // Основы кристаллогеометрического анализа дефектов в металлах и сплавах. 1995, Барнаул, Изд-во АлтГТУ, 256 с.

СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Mg, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧСЕКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Г.Р. Халикова[1,2], Г.Ф. Корзникова[1], К.С. Назаров[1], Р.Х. Хисамов[1], С.Н. Сергеев[1], Р.У. Шаяхметов[1], Е.А. Корзникова[1,2], Р.Р. Мулюков[1,2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
gulnara.r.khalikova@gmail.com

Настоящая работа посвящена исследованию алюмоматричного композита Al-Mg, полученного интенсивной пластической деформацией кручением под высоким давлением (КВД) до 30 оборотов. В качестве исходных материалов являлись алюминиевый (1050) и магниевый (МА2-1) сплавы. Для получения алюмоматричного композита дисковые образцы исходных сплавов укладывали стопкой в виде Al-Mg-Al и подвергали кручением при комнатной температуре на наковальне Бриджмена при давлении 5 ГПа на 10, 20 и 30 оборотов и скорости деформации 2 об/мин.

Монолитные и бездефектные образцы алюмоматричного композита Al-Mg были получены при 10 и 20 оборотах, в то время как деформация до 30 оборотов привела к локальному растрескиванию и разрушению образца. После КВД наблюдались три микроструктурные зоны: центральная зона с широкими изогнутыми слоями магния в алюминии, зона середины радиуса с мелкодисперсной слоистой структурой и периферия с равномерным распределением магния в алюминиевой матрице. Измеренная по диаметру микротвердость полученных композиционных материалов изменялась немонотонно в зависимости от полученной структуры (микроструктурной зоны).

В работе обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций и влияние их на микротвредость алюмоматричного композита Al-Mg, полученного интенсивной пластической деформацией кручением под высоким давлением.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 18-12-00440) и в рамках государственного задания ИПСМ РАН.

INFLUENCE OF THERMAL TREATMENT DURATION ON STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF ADDITIVE Co-Cr-Mo ALLOY SAMPLES

M.A. Khimich[1,2], E.A. Ibragimov[3], A.I. Tolmachev[1], V.V. Chebodaeva[1], N.A. Saprykina[3], A.A. Saprykin[3], Y.P. Sharkeev[1,3]

[1]*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*
[2]*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*
[3]*National Research Tomsk Polytechnical University, Tomsk, Russia*
khimich@ispms.tsc.ru

Due to the melting and fast crystallization of the material, the methods of spheroidization provide flowable powders with spherical and spherical-like shape of particles with required size and the necessary phase and elemental composition. Such powders are well-applied in such additive method as laser powder bed fusion (LPBF). However, spheroidization methods are very expensive and require high-cost special equipment. Mechanical alloying allows the formation of a powder material that meets most of the requirements for powders for LPBF [1]. Also, there were attempts to use powder mixtures, produced with sieving or ultrasonic treatment, in additive manufacturing [2].

Thermal treatment is the conventional way of post-treatment of 3D-manufactured products. Annealing allows to reduce level of residual stresses, which is typical for LPBF process, to eliminate inhomogeneities of elemental composition and to dissolute some non-crystallized powder particles.

Aim of present work was to estimate the influence of the duration of high-temperature post-treatment on the structure, elemental and phase composition of LPBF-formed Co-Cr-Mo alloy samples.

Powder mixture containing 66 wt. % Co, 28 wt. % Cr and 6 wt. % Mo was produced with long-term multiple sieving of cobalt, chrome and molybdenum powders. Sieving was carried out on automatic mesh sieve. Obtained powder mixture was LPBF-treated with the custom-made "VARISKAF-100MVS" installation [3]. Applied LPBF mode was following: laser beam power – 100 W, modulation frequency in pulse-periodic mode – 5 kHz, scanning velocity – 350 mm/s, thickness of powder layer – 30 μm, hatch space – 100 μm. Samples were formed in the shape of parallelepipeds with a square at the base with a side of 10 mm. The height of the samples was 5 ± 0.1 mm. The bulk porosity of the obtained samples was 12 ± 3%. Post-treatment was carried out in high vacuum at 1050 °C during 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14 and 20 hours. Phase composition, microstructure and elemental composition were studied with the equipment of "Nanotech" Common Use Center and Tomsk Material Science Common Use Center.

Increasing the duration of annealing leads to the gradual dissolution of un-melted particles of Cr and Mo within the bulk of LPBF-samples. During the annealing at various duration within the samples were formed such compounds as $Co_{0.62}Cr_{0.38}$, $Co_{0.8}Mo_{0.2}$, $Co_{0.4}Cr_{0.6}$ and Co_7Mo_6. Also, gradual redistribution of the components is observed. All the results confirm increasing the diffusion rate of components within the samples, but complete dissolution of un-melted particles was not achieved.

The reported study was funded by RFBR and Tomsk region according to the research project №19-48-700022.

Literature

1. K. Zhuravleva, S. Scudino, M.S. Khoshkhoo, A. Gebert, M. Calin, L. Schultz, J. Eckert // Adv. Eng. Mater. 2013. Vol. 15, No. 4. 262-266. Doi: 10.1002/adem.201200117.
2. M.A. Surmeneva, A. Koptyug, D. Khrapov, Yu.F. Ivanov, T. Mishurova, S. Evsevleev, O. Prymak, K. Loza, M. Epple, G. Bruno, R.A. Surmenev // J. Mater. Process. Technol. 2020. Vol. 282. 116646. Doi: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116646.
3. M.A. Khimich, K.A. Prosolov, T. Mishurova, S. Evsevleev, X. Monforte, A.H. Teuschl, P. Slezak, E.A. Ibragimov, A.A. Saprykin, Z.G. Kovalevskaya, A.I. Dmitriev, G. Bruno, Y.P. Sharkeev // Nanomater. 2021. Vol. 11, 1159. Doi: https://doi.org/10.3390/nano11051159.

ОБЛУЧЕНИЕ ИОНАМИ АРГОНА С ЭНЕРГИЕЙ 5 КЭВ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Mg, ПОЛУЧЕННОГО ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Р.Х. Хисамов, К.С. Назаров, С.Н. Сергеев, Г.Р. Халикова, Г.Ф. Корзникова, Р.Р. Мулюков

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
r.khisamov@mail.ru

Металломатричные композиты [1] благодаря своим улучшенным физико-механическим свойствам по сравнению со свойствами чистых металлов, входящих в композит, являются перспективными для различных отраслей промышленности.

В данной работе исследована морфология поверхности металломатричного композита на основе Al-Mg после ионного облучения. Выбор такого композита связан с тем, что он может быть использован, в частности, в качестве материала катода газоразрядного прибора. В процессе эксплуатации катода он подвергается ионной бомбардировке, в результате чего морфология его поверхности изменяется. Образцы композита получены деформацией сдвигом под давлением на наковальнях Бриджмена из стопок чистых металлов - алюминия и магния в последовательности Al-Mg-Al. Для формирования композитной структуры образцы после деформации были отожжены при температуре 275°C. Структура полученных композитов исследована методами рентгеновской дифракции и растровой электронной микроскопии. Облучение образцов композита проведено ионами аргона с энергией 5 кэВ. Для сравнительных исследований облучению подвергались образцы чистых алюминия и магния. Морфология поверхности композита, а также поверхности чистых металлов после облучения исследована с помощью растровой электронной микроскопии.

Показано, что в результате деформации сдвигом под давлением и последующим отжигом в образцах сформирована композитная структура с образованием интерметаллидных фаз в виде слоев (пластин) между фазами алюминия и магния. Фазовый состав: алюминий – 87.7% (объемная доля), магний – 7.8%, $Al_{12}Mg_{17}$ – 2.2%, Al_3Mg_2 – 2.3%.

В результате ионного облучения на поверхности композита образованы протравленные, с разной глубиной, участки, соответствующие фазам алюминия, магния и интерметаллидным фазам. На участке поверхности, соответствующем фазе алюминия в составе композита, а также на поверхности чистого алюминия преобладают ямки травления. В то же время на участке, соответствующем фазе магния в составе композита, а также чистого магния преобладают конические выступы с высокой концентрацией. Фаза магния в композите протравлена больше, чем фаза алюминия, что свидетельствует о повышенной скорости распыления магния относительно алюминия. (Это коррелирует с табличными данными коэффициента распыления для чистых магния и алюминия). Протравленные участки, соответствующие интерметаллидным фазам $Al_{12}Mg_{17}$ и Al_3Mg_2, сформированные между фазами алюминия и магния в составе композита, находятся практически на одном уровне по высоте с протравленным участком, соответствующим фазе алюминия. Предположено, что значение скорости распыления интерметаллидных фаз $Al_{12}Mg_{17}$ и Al_3Mg_2 близко к значению скорости распыления чистого алюминия и не следует аддитивности относительно входящих в эту фазу соответствующих металлов – алюминия и магния.

Благодарности. Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 18-12-00440 и частично поддержана государственным заданием ИПСМ РАН. Электронно-микроскопические исследования выполнены на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Литература

1. G. Korznikova, E. Korznikova, K. Nazarov, R. Shayakhmetov, R. Khisamov, G. Khalikova, R. Mulyukov // Advanced Engineering Materials. 2021. V. 23. Iss. 1. № 2000757.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ПОДВИЖНОСТИ ПОЛИЭФИРИМИДОВ НА ОСНОВЕ ДИАМИНОВ 6FQDTBDA

Р.В. Худобин [1], Н.К. Балабаев [2], М.А. Мазо[1]

[1]*ФИЦ химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва*
[2]*ИМПБ РАН - филиал ИПМ им. М.В. Келдыша РАН, Пущино Московской обл.*
rvhudobin@gmail.com

Ароматические полиимиды (АПИ) являются одним из наиболее перспективных газоразделительных материалов из-за их высокой газовой селективности, отличной термостойкости, высокой химической стойкости и хороших механических свойств. В связи с эти в последние годы идет активный поиск таких новых модификаций АПИ, которые сохраняют их замечательные физико-химические свойства и сочетают хорошая селективность с высокой проницаемостью. В рамках таких исследований недавно были синтезированы и охарактеризованы четыре новых полиэфиримида [1] на основе диамина 6FQDTBDA (Рис. 1) и диангидридов BPADA, 6FDA, OPDA, BTDA (Рис. 2). Анализ газотранспортных свойств показал, что проницаемость и диффузионная подвижность в пленках из полимеров, содержащие группы 6FDA, оказалась в несколько раз выше, чем у остальных.

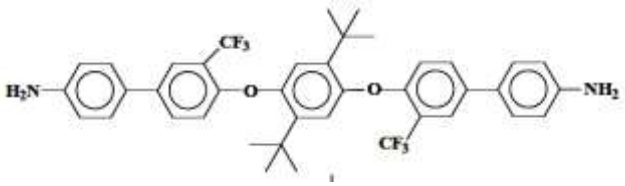
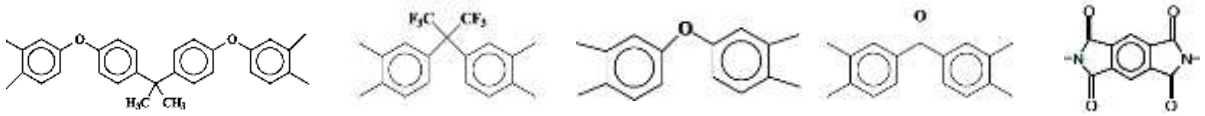


Рис. 1. Химическая структура 6FQDTBDA



BPADA 6FDA OPDA BTDA PMDA

Рис. 2. Химическая структура диангидридов BPADA, 6FDA, OPDA, BTDA и PMDA.

Для объяснения экспериментальных данных нами, используя полноатомное молекулярно-динамическое (МД) моделирование, было проведен анализ локальной подвижности полимерных звеньев как в мембранах, рассмотренных в работе [1], так и в мембране нового, ранее не синтезированного полимера, содержащего диангидрид PMDA.

Методики получения начальных структур аморфных мембран и проведения МД расчетов подробно описаны в работе [2]. Анализировалась структура полимерных молекул и вращательная подвижность ароматических колец (полиномы Лежандра $P_1(t)$). Расчеты показали, что подвижность ароматических колец, входящих в структуру 6FQDTBDA, не зависела от входящего в мономер диангидрида. Подвижности колец, входящих в диангидриды, для всех полимеров также были близки, за исключением 6FDA, у которых время релаксации вращательной подвижности оказалась в четыре раза меньше. Таким образом коэффициенты проницаемости и диффузии малых молекул хорошо коррелировали с локальной подвижностью полимерных звеньев.

Литература

1. N. Belov, R. Chatterjee, R. Nikiforov, V. Ryzhikh, S. Bisoi, A. G. Kumar, S. Banerjee, Yu. Yampolskii // Separation and Purification Technology. 2019. V. 217. P, 183-194.
2. M. Mazo, N. Balabaev, A. Alentiev, Yu. Yampolskii // Macromolecules. 2018. V. 51. № 4. P. 1398–1408

ПОЛУЧЕНИЕ ГИДРИДОВ ТИТАНА ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ВОДОРОДА МЕТОДОМ СВС

Н.П. Черезов, Е.В. Петров

Институт структурной макрокинетики
и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка
cherezovnikita@gmail.com

В настоящее время основной проблемой применения водорода в качестве источника энергии является высокая стоимость его перевозки и хранения. Это связано с очень низкой плотностью водорода в газообразном и жидком состоянии [1]. Альтернативой традиционным методам хранения и транспортировки водорода является его хранение в металлах или интерметаллических соединениях. Содержание водорода в единице объема у многих гидридов выше, чем в единице объема газообразного и жидкого водорода [2].

Разработанные к настоящему времени материалы для хранения водорода состоят из металлов, образующих стабильные соединения с водородом (Mg, Ti, Zr, Nb, и др.) и выполняющих роль катализаторов (Cr, Fe, Mn, Co, Ni, Cu и др.). Ввиду относительно низкой стоимости титана, материалы на его основе перспективны в качестве эффективного хранения водорода. Исследования материалов на основе титана, главным образом, направлены на совершенствование процессов абсорбции/десорбции водорода и термодинамических характеристик, а также увеличение их водородной емкости. Улучшение сорбционных свойств этих материалов можно добиться, оптимизируя состав и параметры получения.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) является перспективным методом для получения гидридов, поскольку традиционные методы получения гидридов трудоемки, продолжительны и многостадийны. СВС представляет собой режим протекания сильной экзотермической реакции (реакции горения), в котором тепловыделение локализовано в слое и передается от слоя к слою путем теплопередачи.

Получение гидридов титана методом СВС осуществляется в реакторе высокого давления (объем 6 л). Титан в виде порошка или губки загружается в реактор, после чего в нем создается давление водорода до 30 МПа, затем осуществляется локальное инициирование реакции нагретой спиралью. Поглощение водорода условно можно разделить на два этапа: в первом при протекании химической реакции (t = 10-15 мин, T = 700-750 °C) происходит активация поверхности титана и адсорбция водорода, второй этап охлаждение в атмосфере водорода протекает в условиях (t = 1-1,5 ч, T = 300-500 °C) при которых происходит диффузия водорода вглубь частицы и образуется гидрид титана. В результате конечный продукт представляет собой титановый порошок (губку) с содержанием водорода 4,02 масс. %. По данным рентгенофазового анализа продукт синтеза представляет собой однофазный δ-гидрид титана с тетрагональной решеткой, соответствующий формуле $TiH_{1.92}$.

Преимуществами метода СВС гидрирования являются: снижение рабочих температур, длительности получения гидридов, однастадийность и безотходность, низкие энергозатраты, в совокупности с высоким содержанием водорода в конечном продукте. Таким образом данный метод весьма перспективным для получения гидридов металлов и интерметаллических соединений для хранения водорода.

Литература

1. Б.П. Тарасов, М.В. Лотоцкий, В.А. Яртысь // Российский химический журнал. 2006. № 6. С. 34-48.
2. Ю.В. Левинский, Ю.Б. Патрикеев, Ю.М. Филянд. Водород в металлах и интерметаллидах. М.: Научный мир, 2017. 546 с.

ОПТИМИЗАЦИЯ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА

Чернова В.В., **Э.Р. Бакирова, Е.И. Кулиш**

Башкирский государственный университет, Уфа
polymer-bsu@mail.ru

Одним из приоритетных направлений в области создания нового поколения полимерных материалов является разработка композитов на основе биополимеров, получаемых из возобновляемого растительного сырья. Такие композиты могут распадаться под действием факторов окружающей среды на безвредные для природы вещества. Принято разделять биоразлагаемые полимеры на два класса: природные (например, полисахариды, белки) и искусственные (получаемые модификацией природных или синтезируемые из мономеров природного происхождения) полимеры. Среди последних можно отметить полилактид (ПЛА) – алифатический полиэфир, получаемый полимеризацией или поликонденсацией молочной кислоты, образующейся при ферментативном брожении сельскохозяйственных культур, таких как картофель, сахарная свекла, сахарный тростник, кукуруза и пр. Учитывая, что свойства материалов, получаемых на основе полимеров, во многом определяются способом их получения и переработки, целью данной работы является подбор оптимальных условий пластикации и прессования полилактида с целью получения на его основе материалов со стабильными вязкостными характеристиками и удовлетворительными физико-механическими свойствами.

Приготовление композитов осуществляли в расплаве на лабораторной станции «Plastograph EC» (Brabender, Германия). Испытания проводили в диапазоне температур смесительной камеры 160-220°С и скоростях вращения роторов 5-100 об/мин в течение 10 мин при нагрузке 200 Н. Твердые образцы получали методом прессования на автоматическом гидравлическом прессе "AutoMH-NE" (Carver, США) при 190˚ С и выдержке под давлением 500, 5000, 10000 кгс в течение 10 мин. Реологические измерения расплавов полимера проводили на модульном динамическом реометре HaakeMarsIII (Thermo Fisher, США) при 210-230°С. Показатель текучести расплава (ПТР) определи при 190ºС и массе груза 2.16 кг на экструзионном пластометре mi2.2 (Göttfert, ФРГ). Физико-механические свойства полимерных композитов при разрыве определяли согласно ГОСТ 11262-2017 на универсальной испытательной машине «Shimadzu AGS-X» (Япония).

Установлено, что образцы ПЛА, прошедшие предварительную стадию пластикации в пластографе Брабендера, характеризуются повышенными значениями показателя текучести расплава. Чем большее время и при большей частоте проходил процесс пластикации, тем большие значения показателя текучести расплава имели образцы полилактида. Изменение условий прессования образцов, а именно, увеличение силы внешнего воздействия, приводит к дополнительному увеличению значений ПТР. Методом абсолютной реометрии показано, что увеличение времени пребывания в камере пластографа Брабендера, увеличение скорости вращения шнеков в Брабендере, а также увеличение силы внешнего воздействия в автоматическом гидравлическом прессе приводит к уменьшению значения вязкости расплава, вследствие протекания процессов деструкции. Показана корреляция между прочностными характеристиками полученных материалов и значениями энергии активации вязкого течения расплава ПЛА. Образцы, приготовленные в условиях, соответствующих минимальной степени деструкции, имеют максимальные значения энергии активации вязкого течения (вследствие формирования наиболее плотной сетки зацеплений) и имеют максимально реализуемые в эксперименте прочностные характеристики.

THE STRUCTURE EVOLUTION AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF Fe-Al-BASED ALLOYS DOPED WITH RARE-EARTH METALS

D.G. Chubov, A.G. Mochugovskiy, V.V. Palacheva

National University of Science and Technology "MISiS", Moscow, Russian Federation
E-mail: palacheva@misis.ru

The functional Fe-Al-based alloys are characterized with increased heat resistance, damping ability and magnetostrictive capacity. Due to the low cost and ability to undergo significant plastic deformation the Fe-Al-based alloys are promising for industrial application. However, the mentioned alloys are inferior to Fe-Ga-based alloys in magnetostrictive capacity. The current work focuses on the study of magnetostriction and damping ability in Fe-Al-based alloys with different Fe/Al ratio additionally dopped with rare-earth (RE) metals.

There are two mechanisms of the influence of RE on magnetostriction in an iron-based alloys. The first mechanism is related to the formation of (001) oriented texture owing to the thermomechanical treatment. The second mechanism is attributable to the atoms of RE that entail the lattice distortions in A2-structured crystals. The RE can provide the isotropic distortions due to both single atoms and the pairs of atoms Al-Al or Al-RE along the easy magnetization direction [001]. The above-mentioned mechanisms allow interpreting the effect of RE (Tb, Dy, etc.) on the magnetostriction, whereas the effect of RE on the damping ability has not been previously studied in Fe-Al alloys. Due to the large values of orbital moments the atoms of RE, such as Tb, Dy, etc., provide enhanced anisotropic magnetostriction of iron-based alloys. It has been reviewed [1, 2] that additive of 0.1-1 at. % RE noticeably improves the functional properties of Fe-Ga alloys. Thus, the alloying of iron-based alloys with RE allows achieving high values of magnetostriction.

The current research focuses on the study of structure and properties of Fe-Al-RE and Fe-Ga-RE based alloys. The amplitude dependences of internal friction (ADIF) were obtained for the Fe-Al based samples with Al content in the range of 12 - 26 at.%. The increased internal friction and elastic modulus of 0.02 and 129 GPa, respectively, were achieved for the Fe-26Al alloy.

The current work was funded by the President Grant № 075-15-2021-334 (internal number MK-2828.2021.4).

References

1. Y. Wu, Y. Chen, C. Meng, H. Wang, X. Ke, J. Wang, J. Liu, T. Zhang, R. Yu, J. M. D. Coey, C. Jiang, H. Xu. Multiscale influence of trace Tb addition on the magnetostriction and ductility of 100 oriented directionally solidified Fe-Ga crystals. Physical review materials 3, (2019), 033401
2. Y. Ke, H.-H. Wu, S. Lan, H. Jiang, Y. Ren, S. Liu, C. Jiang. Tuning magnetostriction of Fe-Ga alloys via stress engineering, Journal of Alloys and Compounds, Volume 822, (2020), 153687

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОВОДОВ ИЗ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Я.С. Шадрина [1], А.В. Нохрин[1], В.Н, Чувильдеев[1], В.И. Копылов[1,2], А.А. Бобров[1], Н.Н. Берендеев[1]

[1]*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород*
[2]*Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси, Минск*
yashadrina@nifti.unn.ru

Новые микролегированные алюминиевые сплавы должны в перспективе обеспечить замену промышленного высоколегированного алюминиевого сплава 01417, который в настоящее время используется отечественной промышленностью для изготовления малогабаритных композитных проводов, но не обеспечивает необходимого уровня термической стабильности механических свойств. Целью работы является исследование термической стабильности малогабаритных композитных проводов, изготовленных из новых микролегированных алюминиевых сплавов.

Объектами исследования являются алюминиевых сплавы содержащие Zr, Sc, Hf: сплав №1 – чистый алюминий марки А99(997), сплав №2 – Al-0.25Zr-0.10Sc, сплав №3 – Al-0.20Zr-0.10Sc-0.10Hf, сплав №4 – Al-0.25Zr-0.05Sc-0.05Hf, сплав №5 – Al-0.25Zr-0.10Hf, сплав № 6 – Al-0.25Zr. Образцы алюминиевых сплавов получали методом индукционного литья из высокочистого алюминия А99(997) с помощью литьевой машины INDUTHERM VTC-200 (табл. 2). Химический анализ сплавов проводился с использованием анализатора с индуктивно-связанной плазмой iCAP 6300-ICP-OES Radial View spectrometer (Thermo Scientific, Waltham, USA). Образцы композитных проводов получались путем совместного волочения при комнатной температуре в стане цепном CGD-CE 1200 Rodent (Ø 8 →4 →1.25 →0.26 мм). Исследования микротвердости H_v проводились в центре поперечного сечения провода с использованием твердомера HVS-1000. Для испытаний на разрыв проволоки была использована универсальная разрывная машина Lloyd Instruments LR5KPlus (скорость перемещения траверсы составляла 10 мм/мин). Образцы перед металлографическими исследованиями подвергались механической полировке до уровня шероховатости менее 1 мкм с последующей электрохимической полировкой и травлением в спиртовом растворе 10.4% HF + 6.3% HNO_3 + 83.3% $C_3H_8O_3$.

В исходном состоянии литые сплавы в зависимости от химического состава имеют однородную крупнозернистую структуру в центральной части слитков, по краям образцов наблюдается структура столбчатых кристаллов. Соотношение площади занимаемой каждой из типов структур зависит, в первую очередь, от типа и концентрации легирующих элементов.

Обобщение результатов механических испытаний показывает, что в исходном состоянии биметаллические провода имеют высокую твердость и прочность. Максимальные значения предела прочности наблюдаются для сплавов № 2–4 системы Al–Zr–(Sc,Hf). Анализ диаграмм деформации показывает, что в исходном состоянии пластичность сплавов очень мала: стадия устойчивого пластического течения практически отсутствует, и сплавы хрупко разрушаются при достижении предела прочности.

Фрактографический анализ области разрушения показывает, что разрушение происходит хрупко: путем среза, который реализуется путем сдвига по плоскости скольжения. На изломе наблюдается отслоение медной оболочки от алюминиевой проволоки, что может свидетельствовать о недостаточно высоком уровне адгезионной прочности межфазной границы “алюминий–медь”. Медная оболочка при испытании на растяжение разрушается вязко, с образованием микропор.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 20-19-00672.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТОЙКОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА β-ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ γ-TiAl СПЛАВОВ

Л.Р. Шайхутдинова, В.М. Имаев, Н.Ю. Пархимович, Д.М. Трофимов, Р.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
larisa@imsp.ru

Одной из проблем практического применения интерметаллидных сплавов на основе фазы γ-TiAl является окисление поверхности при температурах эксплуатации, вызывающее снижение механических свойств материала. В частности, известно, что длительное окисление при температурах 650-750°C вызывает эффект охрупчивания в γ-TiAl сплавах [1]. Несмотря на большое число выполненных работ на эту тему, точные механизмы этого эффекта не ясны. Известно, что к окислению склонна, прежде всего, фаза α_2-Ti_3Al, окисление которой способствует диффузионному проникновению кислорода в материал. Окисление сопровождается образованием Al_2O_3 и TiO_2, причем известно, что Al_2O_3 играет роль защитного барьера, препятствующего проникновению кислорода, в то время как TiO_2 не препятствует проникновению кислорода в объем материала. Известно, что окисление и вызванное этим снижение механических свойств зависят от состава и микроструктуры γ-TiAl сплава [1]. Большинство исследователей полагает, что окисленная поверхность провоцирует образование при растяжении хрупких трещин, идущих от поверхности образца и вызывающих преждевременное разрушение. Традиционные способы защиты поверхности от окисления, связанные с созданием на поверхности тем или иным способом жаростойкого слоя, являются неэффективными, из-за плохой адгезии нанесенного слоя с основным материалом и образования хрупких трещин, идущих от нанесенного слоя в объем материала. Перспективным подходом к решению проблемы недостаточной стойкости к окислению γ-TiAl сплавов является галогенная обработка, вызывающая после предоксидации образование защитной пленки Al_2O_3, препятствующей проникновению кислорода в объем материала, что должно исключить или уменьшить эффект снижения механических свойств из-за окисления.

В настоящей работе изучали влияние окисления на механические свойства при растяжении β-затвердевающего сплава состава Ti-44Al-X(Nb,Zr,Hf)-0.15B (ат.%) (точный состав не указывается по соображениям конфиденциальности). β-затвердевание в сочетании с легированием обеспечило относительно мелкозернистую структуру (d~50 мкм) в слитке сплава. Сплав подвергали деформационно-термической и термической обработке, которая привела к формированию дуплексной структуры со средним размером γ зерен и пластинчатых $\gamma+\alpha_2$ колоний около 10 и 20 мкм, соответственно. Из дуплексного состояния сплава были приготовлены образцы на растяжение, которые испытывали без предварительного окисления и после предварительного окисления при температурах 700-800°C в течение 100 ч. Установлено, что окисление ведет к значительному снижению пластичности и прочности сплава после окисления при 750-800°C. Окисление при 700°C деградации свойств не вызвало. Для защиты от окисления образцы подвергали разной поверхностной обработке с последующей предоксидацией при 750 и 900°C. Были выполнены электронно-микроскопические исследования предокисленной поверхности после разных видов обработки. Получены предварительные результаты, указывающие на то, какая поверхностная обработка способствует образованию защитного слоя Al_2O_3.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (№ АААА-А17-117041310215-4).

Литература

1. F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring. Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology (Wiley-VCH, Weinheim, 2011).

ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Р.В. Шахов, Р.И. Зайнуллин, А.А Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
shakhov@imsp.ru

Высоколегированные никелевые сплавы, содержащие рений, в настоящее время применяют в основном в монокристаллическом состоянии для изготовления лопаток турбины. Для применения подобных сплавов в качестве материала диска турбины требуется поликристаллическое состояние, которое можно получить, например, с помощью порошковой металлургии. Существует и традиционный литейный путь. В этом случае нужно считаться с крупным размером кристаллитов в слитке и высоким уровнем дендритной ликвации из-за высокого содержания легирующих элементов, что ведет к низкой деформационной способности сплава в литом состоянии. Тем не менее, как было показано для высоколегированного Re-содержащего никелевого сплава СДЖС-15 (Ni-28(Cr,Co)-12.5(Al,Ti,Nb,Ta)-9(Mo,W,Re)-0.17(C,La,Y,Ce,B), вес.%), литейный путь вполне возможен. Для этого сплава были разработаны эффективные способы термической и деформационно-термической обработки с использованием толстостенного контейнера приводящие к получению преимущественно рекристаллизованной мелкозернистой структуры.

В настоящей работе оценивали возможность формоизменения сплава в мелкозернистом состоянии без использования контейнера и специфических схем деформации. Исходная микроструктура сплава состояла преимущественно из мелких γ зерен размером 5-10 мкм, зернограничных выделений первичной γ′-фазы размером 5-8 мкм, занимающих около 15 об.%, внутризеренных дисперсных выделений γ′-фазы размером 0.05-0.3 мкм, а также незначительной объемной доли карбидов. Объемная доля γ′-фазы была оценена ранее и составила около 68%. Из мелкозернистого состояния сплава были вырезаны образцы для механических испытаний на сжатие и растяжение. Сжатие проводили в изотермических условиях при T=950-1175°C, начальной скорости деформации $\dot{\varepsilon}=10^{-3}$-$10^{-2}$ $с^{-1}$ на степень деформации ε=70%. Испытания на растяжение проводили при T=1125-1200°C и $\dot{\varepsilon}=5\times10^{-4}$ $с^{-1}$.

Эксперименты на сжатие показали, что сплав с мелкозернистой структурой может быть успешно деформирован в указанных температурно-скоростных условиях без образования поверхностных дефектов. Напряжение течения снижалось с повышением температуры деформации. При 950-1100°C на кривых напряжение течения-деформация отмечался максимум с последующим разупрочнением. При 1125-1175°C напряжение течения было почти постоянным, что указывает на переход к сверхпластическому течению. Микроструктурные исследования деформированных сжатием образцов показали, что при 950-1100°C в сплаве развивалась динамическая рекристаллизация, при 1125-1175°C наблюдался рост γ зерен. Вид кривых напряжение течения-деформация и микроструктурные наблюдения указывают на проявление эффекта сверхпластичности при сжатии при 1125-1175°C. Испытания на растяжение подтвердили, что в указанном интервале температур мелкозернистый сплав имеет сверхпластические свойства (δ=350-400%, σ=10-30 МПа, m>0.3). Таким образом, сплав СДЖС-15 в мелкозернистом состоянии может быть успешно подвергнут формоизменению в интервале температур 950-1175°C без использования контейнера и особых схем деформации, при этом в интервале температур 1125-1175°C формоизменение может быть осуществлено в сверхпластических условиях.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (№ АААА-А17-117041310215-4).

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДЫЙ РАСТВОР НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Р.В. Шахов, Р.И. Зайнуллин, А.А Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
shakhov@imsp.ru

Жаропрочные никелевые сплавы используются в газотурбинных двигателях (ГТД) для изготовления деталей, испытывающих воздействие одновременно высоких температур и нагрузок. Повышение эксплуатационных характеристик ГТД идет в основном по пути повышения рабочих температур турбины двигателя, для чего требуется разработка новых материалов. В настоящей работе исследовали сплав СДЖС-15 [1], химический состав которого близок к монокристаллическим сплавам второго поколения [2] и к некоторым порошковым никелевым сплавам [3]. Температура полного растворения γ′-фазы была определена как T_s=1220±5°C. Сплав в литом состоянии подвергали гомогенизационному отжигу, деформационно-термической обработке, включавшей в себя штамповку в толстостенном контейнере с промежуточными отжигами, и заключительной термической обработке, которая включала в себя обработку на твердый раствор и старение или только старение. Гомогенизационный отжиг проводили вблизи температуры полного растворения γ′-фазы с последующим медленным контролируемым охлаждением в печи, которое, как показали микроструктурные исследования, привело к коалесценции γ′-фазы, что обеспечило улучшенную деформируемость сплава в двухфазной γ+γ′ области в сравнении с литым состоянием. Деформационно-термическая обработка привела к формированию преимущественно рекристаллизованной и мелкозернистой структуры. При обработке на твердый раствор с повышением температуры обработки наблюдался рост γ зерен, особенно интенсивный при $T \geq T_s$-40. Были выполнены испытания на растяжение и сопротивление ползучести после разной обработки на твердый раствор. Исследование механических свойств при растяжении показало, что рост γ зерен до d>30-40 мкм в результате обработки на твердый раствор приводит к ухудшению механических свойств, по-видимому, из-за ослабления когезионной прочности межзеренных и межфазных границ, на что указывает интеркристаллитный характер разрушения испытанных образцов. Наилучшее сочетание свойств при растяжении при комнатной и повышенных температурах и сопротивления ползучести были достигнуты после деформационно-термической обработки, обработки на твердый раствор при T=T-(50-60) и старения. При этом микроструктура сплава состояла из γ зерен размером 5-15 мкм, около 15 об.% первичных выделений γ′-фазы по границам γ зерен размером 3-8 мкм, вторичных выделений γ′-фазы размером 0.1-0.2 мкм и незначительного количества карбидов. Изучение механических свойств сплава показало, что полученные свойства были на уровне и выше свойств перспективных промышленных сплавов на основе никеля, применяемых в качестве дисковых материалов для ГТД.

Работа выполнена в соответствии с Государственным заданием Института проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (№ АААА-А17-117041310215-4).

Литература

1. Р.В. Храмин, М.Н. Буров, А.В. Логунов, Д.В. Данилов, И.А. Лещенко, С.А. Заводов, А.М. Михайлов, М.А. Михайлов, Ш.Х. Мухтаров, Р.Р. Мулюков // Патент RU 2695097, заявка 2019100783, 2019.01.10. 11 с.
2. J.R. Li, Z.G. Zhong, D.Z. Tang, S.Z. Liu, P. Wei, P.Y. Wei, Z.T. Wu, D. Huang, M. Han // Superalloys 2000. P. 777-783.
3. H. Merrick, R.C. Benn, P.R. Bhowal // Patent US 6468368 B1. Publ. date: 22.10.2002

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ ЛИСТОВ НИКЕЛЯ

Э.Р. Шаяхметова, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
elvina1408@yandex.ru

Благодаря развитию аддитивных технологий ультразвуковая сварка может стать перспективным способом соединения листовых металлов [1]. Ультразвуковая сварка металлов имеет ряд преимуществ по сравнению с другими видами сварки. Во-первых, она дает возможность соединять разнородные материалы. Во-вторых, особых требований к подготовке поверхности нет. Кроме того, сварное соединение формируется за короткое время - 1-2 секунды, при этом статическая нагрузка небольшая [2]. Ультразвуковая сварка металлов основана на использовании энергии механических колебаний, генерируемых в свариваемых материалах сварочным инструментом колебательной системы, совершающий возвратно-поступательные движения с ультразвуковой частотой (19-25 Гц) [3]. На сегодняшний день в литературе имеется несколько работ, посвященных исследованию прочности сварных соединений, полученных ультразвуковой сваркой никеля, однако исследования микроструктуры этих соединений практически отсутствуют.

В настоящей работе проводилась ультразвуковая консолидация промышленных листов технически чистого никеля марки НП2 толщиной 0,2 мм. УЗК проводили при частоте 20 кГц с амплитудой 20 мкм. Послойно к подложке толщиной 0,5 мм были приварены 6 образцов под статической нагрузкой 6,0 кН. Время сварки составляло t = 2 с. Микроструктуру анализировали в поперечных сечениях консолидированных образцов (рис. 1). Исследование микроструктуры показало, что в области сварного соединения в результате УЗС образуется тонкая ультрамелкозернистая (УМЗ) прослойка. Микротвердость консолидированного образца выше в зонах сварных соединений по сравнению с внутренними областями слоев (рис. 2). Кроме того, в образцах микротвердость слоев выше, чем в исходном листе (1615 ± 38) МПа.

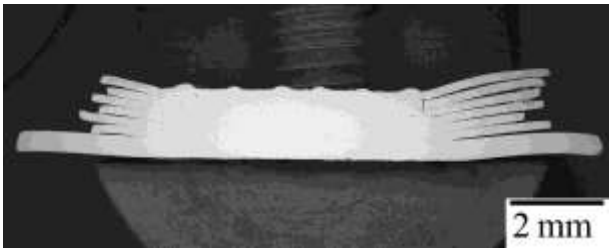


Рис. 1. Макроструктура консолидированного образца

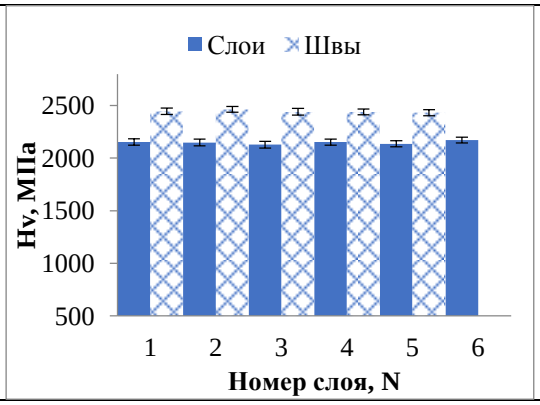


Рис. 2. Микротвердость консолидированного образца

Литература

1. White D.R. Ultrasonic consolidation of aluminium tooling, Adv. Mater. Proc., 2003. P. 64-65.
2. Graff K. Ultrasonic metal welding, In: New Developments in Advanced Welding. Woodhead: Cambridge, 2005. P. 241-269.
3. Ahmad M., Akhter J.I. et. al. Effect of ultrasonic parameters on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints. Mater, 2014. P. 263-273.

ИССЛЕДОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ

Э.Р. Шаяхметова, А.А. Мухаметгалина, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
elvina1408@yandex.ru

Медь и медные сплавы широко используются в аккумуляторных батареях благодаря их достоинствам, включая высокую электро- и теплопроводность и последующее благоприятное сочетание прочности и пластичности [1]. Однако соединение меди с помощью традиционных процессов сварки плавлением обычно затруднено из-за высокой теплопроводности и серьезного окисления при температуре плавления меди [2,3]. Поэтому для решения таких проблем были предложены методы твердотельной сварки, такие как ультразвуковая сварка (УЗС). Процессы ультразвуковой сварки [4] широко используются в электронных устройствах для соединения проводов и лент различного диаметра с подложками. Принцип ультразвукового соединения металлов основан на приложении сдвиговых колебаний к свариваемым листам, которые разрушают поверхностные оксиды и загрязнения, обеспечивая чистые металлические поверхности соединяемых металлов и их схватывание. Толщина соединяемых ультразвуком материалов может варьироваться от нескольких микрон, как в случае проволочных клиновых соединений, до нескольких миллиметров, как в случае токоведущих медных соединителей. Требуемые давление, время и ультразвуковая энергия зависят от свойств и геометрии используемых материалов и определяют качество и прочность соединения.

В настоящей работе проводилась УЗС промышленных листов меди марки М1 толщиной 0,8 мм. Статическая нагрузка составляла P = 3,5 кН, время сварки t = 2 с. Внешний вид образцов до и после испытаний на срез представлен на рис. 1. Для каждого состояния было испытано не менее 3 образцов. Для всех образцов величина S соответствовала площади наконечника волновода и составляла 19 мм^2. Среднее значение прочности на срез составила величину около 36 МПа, что превышает прочность, полученную в работе [5]. Методом электронной микроскопии исследована микроструктура области соединения.

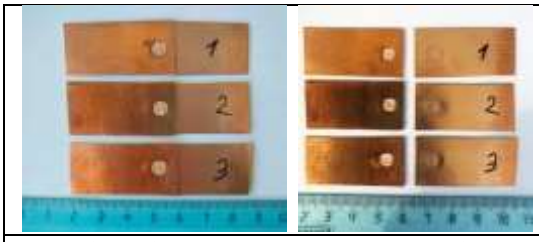


Рис. 1. Общий вид сваренных образцов до и после механических испытаний на срез

№ образца \ P= 3,5 кН	Прочность
1	39.75
2	28.84
3	38.17
Среднее значение	35.58 МПа

Рис. 2. Результаты механических испытаний на срез

Литература

1. Lee S.S. et al. Characterization of joint quality in ultrasonic welding of battery tabs. *J. Manuf. Sci. Eng.* **2013**, *135*, P. 1–13.
2. Shen J.J., Liu H.J., Cui F. Effect of welding speed on microstructure and mechanical properties of friction stir welded copper. *Mater. Des.* **2010**, *31*, P. 3937–3942.
3. Sun Y.F., Fujii H. Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper. *Mater. Sci. Eng. A* **2010**, *527*, P. 6879–6886.
4. Matheny MP, Graff KF. Ultrasonic welding of metals, In: Power Ultrasonics. Woodhead: Cambridge, 2015. P. 259-293.
5. Parkhimovich N.Y., et al. Strength of copper joints obtained by ultrasonic welding using copper intermediate layers in different structure states. Lett. Mater., 2020, 10(3) P. 322-327.

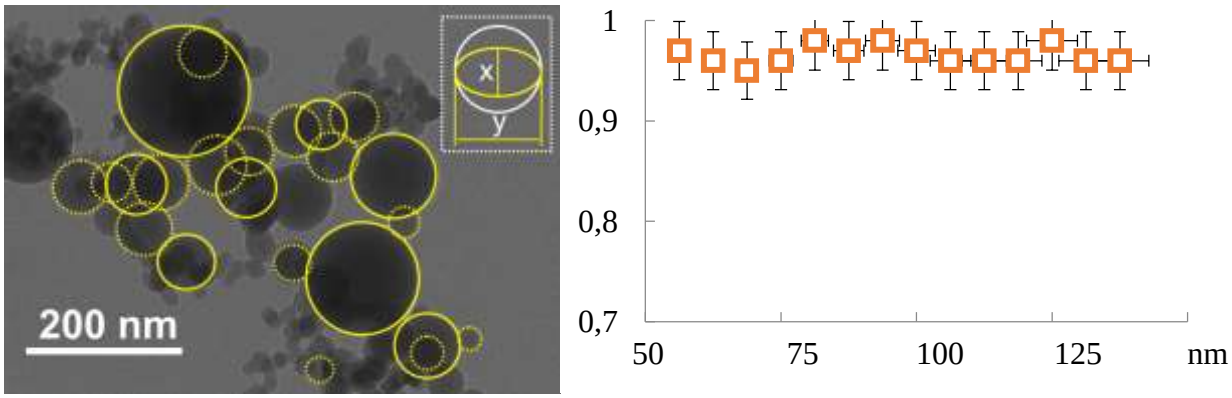
КОНДЕНСИРОВАННЫЙ ДИОКСИД КРЕМНИЯ В СРЕДЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ

В.В. Шеховцов, О.Г. Волокитин

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
Shehovcov2010@yandex.ru

В основе процесса получения нанопорошков на основе тугоплавкого твердофазного сырья лежит испарение расплава в плазменном реакторе и последующая конденсация парогазовой смеси в виде нанодисперсного порошка [1, 2]. Механизм процесса испарения состоит в вылете за пределы твердого вещества наиболее «быстрых» атомно-ионных частиц, кинетическая энергия которых обеспечивает преодоление сил притяжения остальных частиц вещества. Наночастицы формируются при конденсации газовой фазы в охлаждаемой части аппаратуры, а также за счет возникновения зародышей при флуктуациях плотности (конденсация в объеме). Большую роль при получении нанопорошков играет процесс закалки – быстрого охлаждения газовой фазы. Он приводит к интенсивному росту зародышей и препятствует процессу слипания растущих частиц. При этом возникают Ван-дер-Ваальсовы связи между отдельными молекулами вещества с выделением энергии, которую отводят непосредственным контактом его с охлаждаемой твердой поверхностью [3].

В работе проведены экспериментальные исследования синтеза наноразмерных частиц диоксида кремния в среде низкотемпературной плазмы. На рис. 1, а представлено ПЭМ изображение полученного порошка при мощности дугового разряда 24 кВт. На рис. 1, б представлено отклонение сферичности от предельного диаметра частиц.



а б

Рис. 1. Изображение ПЭМ (а) и отклонение сферичности от предельного диаметра частиц (б)

Установлено, что в среде низкотемпературной плазмы, возможно получать наноразмерный диоксид кремния из природного сырья (кварцевый песок) диаметром 50-150 нм с коэффициентом сферичности 0,9.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-10102)

Литература

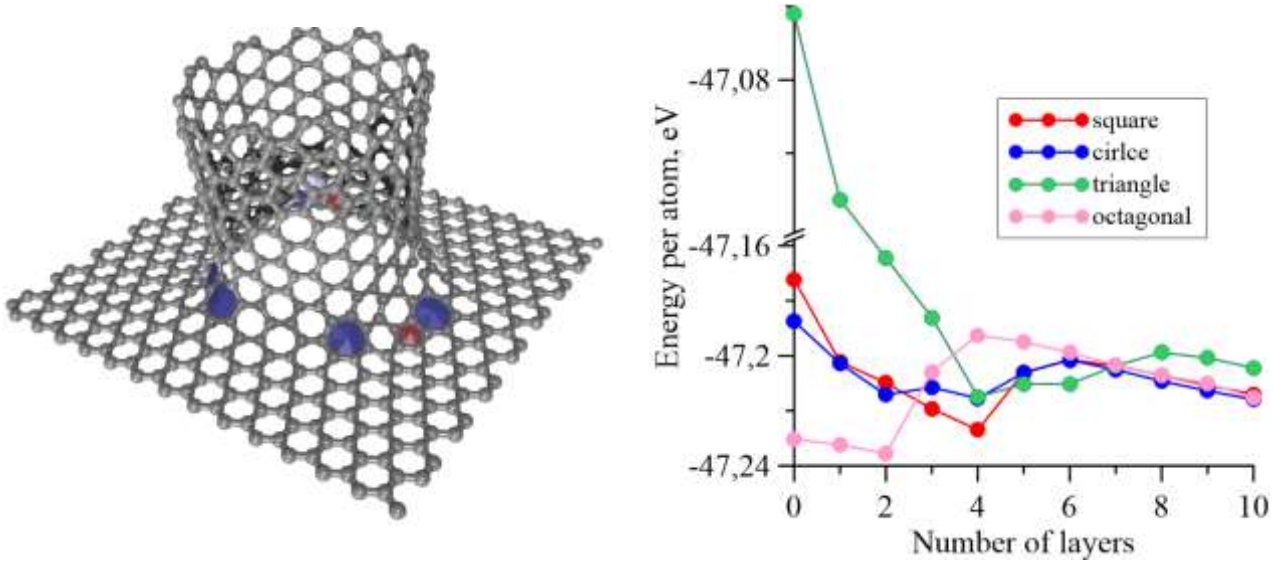
1 Волокитин О.Г., Шеховцов В.В. // Физика и химия стекла. 2018. Т. 44. № 3. С. 324-327.
2 Волокитин О.Г., Шеховцов В.В. // Вестник Томского государственного архитектурно-строительного университета. 2017. № 1 (60). С. 144-148.
3 Myshkin V.F., Khan V.A., Bespala E.V., Tichy M., Izhoykin D.A. // Bulletin of the Tomsk Polytechnic University, Geo Assets Engineering 327(1). 2016, pp. 96-104.

THE GROWTH OF VERTICALLY ALIGNED CARBON NANOTUBES FROM GRAPHENE NANOMESH WITH HOLES OF DIFFERENT GEOMETRY FORM

V.V. Shunaev[1], O.E. Glukhova[1,2]

[1]*Department of Physics, Saratov State University, 410012 Saratov, Russia*
[2] *Institute for Bionic Technologies and Engineering, I.M. Sechenov First Moscow State Medical University (Sechenov University), 119991 Moscow, Russia*
vshunaev@list.ru

Hybrid materials on the base of graphene nanomesh (GNM) and vertically aligned carbon nanotubes (VACNT) has been actively studied as potential element base for chemical current sources electrodes and biosensors. Earlier it was shown that properties of graphene nanomesh strongly depended on geometrical shape of its holes. [1]. In this work via combination of SCC DFTB method and Landauer-Buttiker formalism we calculated zone structures and transmission functions of graphene nanomeshes with square, circle, triangle and octagon holes. Further with application of original methodic [2] we grew vertically aligned carbon nanotubes (CNT) (11,10) from graphene nanomeshes with different holes and compared its energy profiles of growing. It turned out that the most energy favorable process is growing the CNT from GNM with circle hole while the most energy consuming – from triangle (Fig. 1).



a b

Fig. 1. Virtual growing of GNM/VACNT(11,10) nanocomposite: a) atomic structure of composite grown from GNM with circle hole; b) energy profile of composite growing from GNM with square, circle, triangle and octagonal holes.

Literature

1. M. Yarifarda, J. Davoodia, H. Rafii-Tabarbc // Computational Materials Science. 2016. Vol. 111. P. 247-251
2. V. V. Shunaev, O. E. Glukhova // Materials. 2020. Vol. 13. P. 5219.

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА 36Н, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Н.Р. Юсупова [1,2], К.А. Крылова [2]

[1]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
yusupovanelli1@gmail.com

Сплав 36Н ГОСТ 14082-78 относится к прецизионным Fe-Ni сплавам специального назначения, содержащий 36% Ni [1], еще его называют инвар. Он обладает аномально низким значением теплового коэффициента линейного расширения (ТКЛР) $\alpha \approx 1{,}6 \cdot 10^{-6}$ °C^{-1} в определенном интервале температур, благодаря чему инвар широко применяется в современной технике и приборостроении. Однако изменение содержания никеля всего на ± 5% приводит к резкому возрастанию ТКЛР, и, например, для сплава 50Н $\alpha \approx 8{,}9 \cdot 10^{-6}$ °C^{-1} [1].

Важным недостатком сплавов системы Fe-Ni, ограничивающим их применение, является низкая прочность и твердость, к примеру, предел прочности на растяжение у сплава 36Н меньше 500 МПа [2]. На сегодняшний день для повышения эксплуатационных свойств инварного сплава применяют легирование, которое приводит к повышению величины ТКЛР [3]. Еще одним эффективным методом повышения прочностных свойств металлов является деформационное наноструктурирование кручением под высоким давлением. В работе [4] установлено, что микротвердость сплава Fe-36% Ni в наноструктурном (НС) состоянии более чем в 3 раза выше, чем в крупнокристаллическом (КК). Наноструктурирование приводит к увеличению диффузионной способности материала, что сказывается на изменении фазового состава сплава, а это в свою очередь влияет на физические и механические свойства. НС материалы не только характеризуются высокой прочностью, но и обладают уникальными физическими свойствами не характерными для материалов в КК состоянии. Поэтому детальное исследование влияния наноструктурирования на сплавы системы Fe-Ni в разном структурном состоянии представляет научный и практический интерес.

Сплав 36Н, по сравнению с исследуемым в работе [4] сплавом Fe - 36%Ni, имеет много примесей (0,36% Al, 0,19% Cr и 0,57% Mn), что может привести к отличию физико-механических свойств этих сплавов в наноструктурном состоянии. В связи с этим целью данной работы было оценить влияние наноструктурирования на микроструктуру и микротвердость сплава 36Н. После кручения под высоким давлением микроструктура инвара состояла из фрагментов со средним размером около 100 нм. Последующие отжиги в интервале температур от 165 до 500 ºС привели к росту среднего размера зерна. Однако максимальная величина микротвердости была достигнута после часового отжига при 450 ºС и была на 10% выше, чем максимальная микротвердость наноструктурного сплава Fe - 36%Ni после отжига при 420 ºС. Рост микротвердости связан с выделением дисперсной ОЦК фазы, которая приводит к упрочнению сплава.

Литература

1. ГОСТ 10994-74. Сплавы прецизионные. Марки.
2. Vinogradov, S. Hashimoto, V.I. Kopylov // Materials Science and Engineering: A. 2003. 355 (1–2). P.277-285.
3. A.A. Gulyaev, E.L. Svistunova // Scripta Metallurgica et Materialia. 1995. 33. P.1497-1503.
4. K.A. Krylova, I.Kh. Bitkulov, R.R. Mulyukov // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2018. 447. 012015.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al-Mg-Fe-Ni-Zr-Sc

О.А. Яковцева, А.А. Кищик, М.Н. Постникова, Р.Ю. Барков, А.В. Михайловская

НИТУ «МИСиС», г. Москва
yakovtseva.oa@misis.ru

Наиболее широко используемыми в промышленности для сверхпластической формовки являются сплавы системы Al-Mg. Однако такие сплавы имеют ряд недостатков, среди которых низкие скорости сверхпластической формовки, не позволяющие использовать метод для среднесерийного производства. В связи с чем разработаны новые сплавы, дополнительно легированные эвтектикообразующими элементами, которые позволяют формировать стабильную ультрамелкозернистую структуру. Новые сплавы обладают улучшенным комплексом свойств и способны к высокоскоростной сверхпластической деформации.

Целью работы является определение влияния параметров микроструктуры новых сплавов на вклады действующих механизмов сверхпластической деформации.

Объектами исследования являлись образцы сплава Al-Mg-Fe-Ni-Zr-Sc. Слитки сплава получали литьем в медную водоохлаждаемую изложницу, затем проводили гомогенизационный отжиг, горячую деформацию, и затем холодную прокатку листа до 1 мм. Эволюцию микроструктуры и изучение вкладов механизмов сверхпластической деформации сплава проводили при оптимальной температуре 460 °С и скоростью деформации 0.01 1/с и в шесть раз большей 0.06 1/с.

Определение вкладов механизмов сверхпластической деформации проводили путем анализа поверхности с нанесенными маркерными сетками на установившейся стадии после деформации 1.0. Образцы механически полировали и затем наносили маркерные сетки размером 100 × 100 мкм^2 с двумя типами расположения линий: (1) грубая сетка - для анализа зернограничного скольжения с интервалом 10 мкм между линиями и (2) тонкая сетка - для анализа внутризеренной деформации с частотой линий 2,5 мкм. Глубина всех линий сеток составляла ≈0,2 мкм.

Качественно эволюция структуры одинакова независимо от скорости деформации (рис. 1): наблюдаются смещения маркерных линий как по межзеренной, так и по внутризеренной границе, небольшие развороты и полосчатые области. Отмечено, что практически нет смены соседних зерен, хорошо заметны смещения царапин уже при небольшой деформации. Вклад ЗГС уменьшается при увеличении скорости деформации с 40% до 30%. Количественная оценка внутризеренной деформации показала рост при увеличении скорости деформации (с 30 до 40%). Вклад диффузионной ползучести, рассчитанный по образованным в процессе деформации полосчатым зонам, не зависит от скорости деформации и равен 40%.

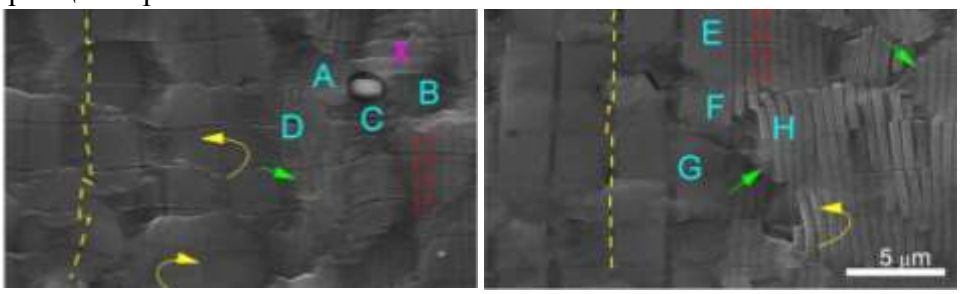


Рис. 1. Эволюция поверхности сплава при дополнительной 0.3 деформации со скоростью 0.01 и 0.06 1/с при температуре 460 °С

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда грант № 17-79-20426.

ПРЯМАЯ ФИЗИЧЕСКАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ: ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОРИЕНТАЦИЙ И РАЗОРИЕНТАЦИЙ ЗЕРЕН НА ОТКЛИК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА

А.Ю. Янц[1], П.В. Трусов[1], А.А. Токарев[1]

[1]*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*
maximus5.59@gmail.com

В последние годы в работах механиков и физических металловедов (В.Е. Панин, Л.Б. Зуев и др.), посвященных высокоточным экспериментальным исследованиям, часто отмечается существенное влияние на поведение металлических образцов при их деформировании внутренних и внешних границ кристаллитов (как для моно-, так и для поликристаллов) [1]. Границы играют важнейшую роль в формировании концентраторов напряжений и в распространении пластических сдвигов в объеме образца. Ранее авторами был проведен анализ поведения представительного макрообъёма поликристалла с использованием статистической модели поликристалла, которая не учитывала влияние границ (внутренних и внешних) на отклик материала. В настоящей работе учитывается не только наличие границ между зернами, но и их взаимная ориентация (определяемая экспериментально установленным законом распределения). Проведенные исследования позволили уточнить размеры представительного объёма путем постановки и решения прямой краевой задачи деформирования образца и получить зависимость отклика образца от долей мало- и большеугловых границ. Для определения отклика материала использовалась упруговязкопластическая модель, учитывающая эволюционирующую структуру на различных структурно-масштабных уровнях [2].

Для используемого в численных экспериментах образца осуществлена генерация зёренной структуры с помощью пакета NEPER со случайным (логнормальный закон) распределением размеров кристаллитов, соответствующим экспериментальным данным для отожжённых металлов [3]. Геометрия зерен приближена к реальной зеренной структуре [3]. Для сгенерированных зеренных структур были проведены серии экспериментов с различными законами случайных распределений ориентаций и разориентаций зерен:

- ориентации по равномерному закону, разориентации – по равномерному закону в выбранном интервале возможных значений с учетом симметрии решетки;
- ориентации по равномерному закону, разориентации – по равномерному закону в интервале значений, соответствующих малоугловым границам;
- ориентации по равномерному закону, разориентации – по равномерному закону в интервале значений, соответствующих большеугловым границам.

Форма образца соответствовала кубу, на двух противоположных гранях образца задавались кинематические граничные условия сжатия. Для решения поставленных краевых задач использовался метод конечных элементов в скоростной постановке [4]. Был проведен сравнительный анализ кривых зависимости интенсивности напряжений от деформаций для одноосного сжатия, выявлено влияние отношения долей мало- и большеугловых границ на отклик 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).

Литература

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. // Физ. мезомех. 2006. Т.9. №3. С. 9-22.
2. Трусов П.В., Швейкин А.И., Нечаева Е.С., Волегов П.С. // Физ. мезомех. 2012. №1.
3. R. Quey and L. Renversade // Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. **330**, 308-333 (2018).
4. Поздеев А.А., Трусов П.В., Няшин Ю.И. Большие упругопластические деформации: теория, алгоритмы, приложения. М.: Наука, 1986. 232 с.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ОБРАЗЦОВ СИСТЕМЫ Al-Cu ПОЛУЧЕННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Л. У. Киеккужина, В. Н. Даниленко

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
leilamtm@mail.ru

Кручение под высоким давлением применяют для получения металломатричных композитов в различных бинарных системах Al-{X}. Для получения металломатричного композита необходимо знание влияния условий деформации: количества оборот, исходной укладки и температуры постдеформационного отжига [1-4].

Данная работа является продолжением исследования [4] и направлена на изучение влияния скорости деформации на микроструктуру и механические свойства образцов Al-Cu.

Для исследования брали тонкие диски диаметром 5 мм меди и алюминия. Стопки дисков Cu-Al-Cu были деформированы методом кручения под давлением 6 ГПа на 10 оборот со скоростью 1 об/мин (образец 1) и 2 об/мин (образец 2).

Анализ микроструктуры поперечного сечения образцов проводился в зонах центра, половины радиуса и края на растровом электронном микроскопе Tescan Mira 3LMH с детектором обратно рассеянных электронов. Энергодисперсионный анализ (ЭДА) каждой зоны проводился по трем линиям на микроскопе VEGA 3 SBH. На всех исследованных линиях через каждые 2,5 мкм определялся элементный состав. Измерение микротвердости методом восстановленного отпечатка проводили на оптическом микроскопе Axiovert 100A с использованием установки для измерения твердости МНТ-10. Статическая нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику в течение 10 секунд, составляла 100г.

В образце 1 наблюдается наличие небольших тонких ламелей алюминия в матрице меди в центре и половине радиуса. В образце 2 в центральной части слои алюминия и меди имеют четкую границу без ламелей меди или алюминия. На краях образцов наблюдаются тонкие вихревые ламели алюминия в меди. Энергодисперсионный анализ показал наличие точек соответствующих интерметаллидным соединениям (ИМС) AlCu, Al_4Cu_9, Al_3Cu_2, Al_4Cu_9, Cu_4Al, Cu_3Al и твердым растворам алюминия в меди и меди в алюминии. В зонах центра и половины радиуса количество точек соответствующих ИМС в обоих образцах примерно одинаково, но на краях в образце 2 содержится больше таких точек. Микроструктурные данные исследованных образцов совпадают с результатами работы [4], который получены с поверхности образцов. Измерение микротвердости показало, что в образце 2 микротвердость выше, чем в образце 1, что может быть связано с образованием ИМС [4].

Таким образом скорость деформации влияет на микроструктуру исследованных образцов. Микроструктурный анализ поперечного сечения более нагляден и информативен чем анализ образцов с поверхности. Более высокие значения микротвердости образца 2 связаны с образованием ИМС и с более сильным перемешиванием, связанным с увеличением скорости деформации.

Литература

1. Jae-Kyung Han, Dae Kuen Han, Guang Yuan Liang, Jae-Il Jang, Terence G. Langdon, and Megumi Kawasaki // Adv. Eng. Mater. 2018. P. 1800642
2. Keiichiro Oh-ishi, Kaveh Edalati, Hyoung Seop Kim, Kazuhiro Hono, Zenji Horita. // Acta Materialia. 2013. V. 61. PP. 3482-3489
3. V.N. Danilenko, G.F. Korznikova, A.P. Zhilyaev, S.N. Sergeev, G.R. Khalikova, R. Kh. Khisamov, K.S. Nazarov, L.U. Kiekkuzhina, R.R. Mulyukov // IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 447 2018. 012021
4. Загидуллин А.Р., Попов В.А., Даниленко В.Н. // Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы: сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ Уфа: РИЦ БашГУ, 2016. С. 56

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO_2

Н.В. Чиркунова[1,2], Подлеснов Е.[1], М.В. Дорогов[1,2]

[1]*Университет ИТМО, Санкт-Петербург*
[2]*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*
natchv@yandex.ru

За последние десятилетия возрос интерес к получению полупроводниковых материалов на основе TiO_2 с большой площадью поверхности в виде нанопористых структур и нанопорошков, нашедших применение в производстве солнечных элементов, фотоэлектродов, фотокатализаторов реакций разложения органических загрязнителей при очистке воды и воздуха [1,2]. Контроль морфологии, размер частиц, гранулометрический состав, фазовый состав и пористость TiO_2 является важным фактором при определении свойств конечных материалов. Наноразмерный TiO_2 в фазе анатаза является наиболее привлекательным для этих приложений из-за большой эффективной площади поверхности, которая увеличивает скорости реакций.

В работе для получения наночастиц TiO_2 использовался золь-гель метод, позволяющий легко регулировать структуру и размеры частиц диоксида титана за счет изменения соответствующих условий процесса (pH, времени, комплексообразователя и т.д.). Нами исследованы структурные, дисперсные и морфологические свойства синтезированных TiO_2-наночастиц и их фотокаталитические свойства. Также проведены испытания электрохимических свойств анода на основе диоксида титана для литиевого аккумулятора методом заряда/разряда ячейки при постоянном токе.

Размеры частиц определяли с помощью лазерного анализатора Sald-2000. Химический состав исследовали методом энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектрометрии, структуру изучали методом рентгеновской дифракции. Концентрацию загрязнителя в растворе определяли с помощью спектрофотометра Shimadzu UV-2600.

По результатам испытаний высокая фотокаталитическая активность при разложении органического загрязнителя в УФ свете отмечена у образцов с размерами частиц от 10 до 60 нм в структурной модификации анатаз. Для расширения фотокаталитических свойств диоксида титана в видимую область спектра необходимо влияние на зонную структуру полупроводника за счет допирования элементами неметаллов (F,N,S), а также d-элементами.Получены вольт-амперные характеристики литиевого аккумулятора с включениями частиц TiO_2 со средним размером 50 нм. Определены емкостные свойства литиевого аккумулятора с анодом на основе наноматериалов диоксида титана. При первых циклах заряд-разряда отмечается достаточно высокая емкость порядка 200 мАч/г. Однако, при дальнейшем циклировании анодов на основе диоксида титана емкость снижается до ~ 80 мАч/г. На устойчивость уровня заряда в процессе циклирования анода на основе наноматериалов диоксида титана влияет дисперсность, морфология, структура частиц, а также материал связующего вещества.

Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 19-72-10112).

Литература

1. Tianyou Peng, De Zhao, Ke Dai, Wei Shi, and Kazuyuki Hirao. Synthesis of Titanium Dioxide Nanoparticles with Mesoporous Anatase Wall and High Photocatalytic Activity// J. Phys. Chem. 2005, 109, 4947-4952.
2. N. P. Benehkohal, M. J. Sussman, H. Chiu, M. Uceda, R. Gauvin, and G. P. Demopoulos. Enabling Green Fabrication of Li-Ion Battery Electrodes by Electrophoretic Deposition: Growth of Thick Binder-Free Mesoporous TiO 2 -Carbon Anode Films// J. Electrochem. Soc., 2015, vol. 162, № 11, pp. D3013–D3018.

ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ХРОМОВОЙ БРОНЗЫ И СПЛАВА МА2 ПОСТДЕФОРМАЦИОННОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Д.А, Аксенов [1,2], А.А. Назаров [3], Г.И. Рааб, Р.Н. Асфандияров

[1]*Институт физики и молекул кристаллов УФИЦ РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
AksyonoDA@mail.ru

Ультрамелкозернистые материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации, характеризуются высокими механическими характеристиками. При этом структура данных материалов очень неравновесная за счет накопленных напряжений в кристаллической решетке, дефектов и неравновесных границ зерен. В качестве метода стабилизации структуры часто используется пост-деформационная термообработка при умеренных температурах. Однако, так или иначе она ведет к развитию процесса релаксации структуры, а именно росту зерен. В качестве другого метода стабилизации структуры можно использовать ультразвуковое воздействие [1]. В разных работах неоднократно отмечалось, что воздействие ультразвуком ведет к перераспределению дислокаций в деформированных образцах. При этом ультразвуковые колебания эффективно воздействует на дислокации, приводя их к перераспределению, образованию ячеистых структур, а в ряде случаев увеличению плотности дислокаций [2-4]. В свою очередь стабилизация структуры ведет увеличению термостабильности металлов, что является актуальной задачей по сей день.

В данной работе проводились исследования по влиянию ультразвуковой обработки на образцы медного сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr и магниевого сплава Mg-5Al-2,5Zn подверженных деформации методом РКУП. Сплав Cu-0,6Cr-0,1Zr подвергался 4 циклам по маршруту Вс при комнатной температуре, магниевый сплав Mg-5Al-2,5Zn деформировали по схеме экструзия с последующим РКУП при температуре 200 °С. Ультразвуковая обработка проводилась таким образом, чтобы в образце устанавливалась стоячая волна, для этого длину образца была равна полудлине волны. Амплитуда колебаний составляла 10мкм, частота 20 кГц.

Установлено, что обработка УЗ сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr подверженного РКУП может приводить к процессам рекристаллизации. При этом плотность дислокаций, величина микроискажений и размер ОКР не изменяется. Развитие рекристаллизации не приводит к снижению механических характеристик материала.

В магниевом сплаве Mg-5Al-2,5Zn после ультразвукового воздействия наблюдается рост прочности с 380±14 до 410±7 МПа. Повышение прочности можно связать с повышением плотности дислокаций, которое в свою очередь свидетельствует не только о процессах полиганизации, но и генерации дислокаций.

Таким образом наблюдается различный характер влияния ультразвукового воздействия на структуру (дислокационную) и свойства деформационно-упрочняемого магниевого сплава Mg-5Al-2,5Zn и дисперсионно-твердеющего сплава Cu-0,6Cr-0,1Zr.

Литература

1. Кулемин А. В. Ультразвук и диффузия в металлах // М.: Металлургия, 1978. 200стр.
2. Pratt J. Dislocation substructure in strain-cycled copper as influenced by temperature // Acta Met. 1967. V. 15. № 2. P. 319-327.
3. Полоцкий И.Г., Овсиенко Д.Е., Ходов З.Л., Соснина Е.И., Базелюк Г.Я., Кушнир В.К. Влияние ультразвука на степень совершенства монокристаллов алюминия, выращенных из расплава // ФММ. 1966. Т.21. № 5. С. 727-731.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ФАСОННОГО ПРОФИЛЯ КОНТАКТНОГО ПРОВОДА

Р.Н. Асфандияров [1,2], Д.А. Аксенов [1,2], Г.И. Рааб [1,3], М.П. Барышников [3]

[1]Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия
[2]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия
[3]Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
a.r.n@list.ru

Совершенствование высокоскоростных железных дорог, в виду увеличения скоростей, пусковых токов и сил натяжения, сопровождается усложнением условий контакта пары провод – токосъемник.[1,2]. Таким образом, к условиям эксплуатации и материалам проводов предъявляют повышенные требования [3]. Одним из методов повышения эксплуатационных характеристик материалов является получение градиентных структур. В работах показано, что такие структуры позволяют получать высокие прочностные и пластические свойства, что необходимо для материалов изготовления контактных проводов [4].

В настоящей работе методом конечно-элементного компьютерного моделирования исследованы температурные условия и напряженно-деформированное состояние заготовки из низколегированного сплава системы Cu-Cr в процессе равноканального углового прессования по схеме «Конформ» с формообразованием фасонного профиля контактного провода.

Анализ результатов моделирования показал, что при обработке по предлагаемой схеме накопленная степень деформации имеет градиентный характер распределения и достигает 5-6 единиц, минимальные значения при этом ~3. Показано, что в процессе деформационной обработки происходит существенный деформационный разогрев вплоть до 470°С в области формообразования профиля провода.

Верификация моделирования методом физического эксперимента и последующих структурных исследований показала, после окончательной обработки РКУП с формообразованием и последующим старением при 450 ° С в течение 1 часа указывает на формирование структуры полосового типа с большеугловыми границами и по границам этих полос наблюдаются скопления рекристализованных зерен. Средний размер полос на мезоуровне составляет 20-25 мкм. Размеры рекристаллизованных зерен составляют порядка 3 мкм.

Таким образом, в ходе обработки по предложенной схеме создаются условия для процесса рекристаллизации, который происходит вдоль большеугловых границ полос, что создает микроструктурную неоднородность, которую можно охарактеризовать как градиентную.

Благодарности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда № 19-19-00432.

Литература

1. И. С. Гершман, Н. В. Миронос Требования к контактным проводам для высокоскоростного железнодорожного транспорта / Вестник ВНИИЖТ, 3/2011, с. 13-17.
2. Y. Song, Z. Liu, F. Duan, Z. Xu, X. Lu. App. Math. Mod. 2018, 59, 20.
3. Y. Loginov, R. Mysik. JoSFU. Eng. & Tech. 2014, 7, 3, 316-326.
4. K. Lu. Making strong nanomaterials ductile with gradients. Science 19 Sep 2014: Vol. 345, Issue 6203, pp. 1455-1456. DOI: 10.1126/science.1255940

APPROACHES TO OBTAINING MATERIALS BASED ON SOME POLYSACCHARIDES WITH REGULATED PROPERTIES

A.S. Shurshina, M.Yu.Lazdina, E.I.Kulish

Башкирский государственный университет, Уфа
anzhela_murzagil@mail.ru

The creation of modern medical materials, such as protective film coatings, soft dosage forms, bases for various types of implants, etc., is one of the most important areas of materials science now. In our opinion, the possibility of directed regulation of the properties of these materials has not been studied enough. In this regard, the main problem solved in this work was the search for approaches to the directed formation of the necessary physicomechanical and diffusion characteristics of materials obtained from aqueous solutions of some polysaccharides, such as chitosan, sodium salt of chitosan succinate, sodium salt of carboxymethylcellulose, etc.

The search for approaches to the formation of the materials' necessary properties has shown that a convenient way to control them is the directed structure formation of the polymer in solutions, carried out by varying the concentration of the polymer in solutions and the use of non-solvents and co-solvents. It was found that the level of structure formation of polymers in solutions does not change uniformly with an increase in its content in solutions. There is a region of diluted, equilibrium solutions (in our case, before the C_e network of meshes is created), in which there is no interaction between macromolecules. There is a region of concentrated solutions with a concentration higher than the concentration of gelation C_{gel} in which the system behaves almost like an elastic body that is unable to flow and perceived as quasi-equilibrium. And only in the region of semi-diluted solutions, characterized by a high level of intermolecular interaction (between C_e и C_{gel}), here is a significant change in the level of structure formation of polymers in solutions. As a result of varying the level of structure formation, the whole complex of properties (relaxation time, thixotropy, etc) changes. It is important that the different level of structure formation, which took place in solutions, predetermines the different level of mobility (relaxation) of the units in the materials obtained from these solutions. For example, films obtained from solutions with different initial concentrations are characterized by differences in the values of glass transition and melting temperatures, elastic modulus, breaking stress, elongation at break, diffusion coefficients of water vapor sorption, and drug yield.

The properties of the formed materials can be significantly changed by varying the nature of the additive (mono- or polyhydric alcohol) and the concentration of the polymer in the initial solution. For example, film materials obtained from solutions in the presence of monohydric alcohol ethanol are characterized by increased values of breaking stress and elastic modulus and lower values of breaking elongation compared to films formed from an aqueous solution in the absence of additives. At the same time, film materials obtained from solutions in the presence of polyhydric alcohols are characterized by reduced values of breaking stress and elastic modulus and increased values of breaking elongation.

Thus, polymer systems obtained from aqueous solutions of polysaccharides are systems with memory, for which it is possible to obtain materials that differ significantly in their physicomechanical properties through directed structure formation, carried out by varying the concentration of polymers in the initial solution or using modifying additives.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АСИММЕТРИЧНОЙ И СИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Песин А.М.[1], Пустовойтов Д.О.[1], Барышников М.П.[1], Бирюкова О.Д.[1], Носов Л.В.[1], Кожемякина А.Е.[1], Песин И.А.[1] , Грачев Д.В.[1]

[1] *Лаборатория механики градиентных наноматериалов имени А.П. Жиляева Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия*
pesin@bk.ru

На новом уникальном, не имеющим аналогов в Европе, стане 400 асимметричной прокатки лаборатории механики градиентных наноматериалов имени А.П. Жиляева Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова осуществляли прокатку листа из алюминия Д16. Сравнительная характеристика параметров симметричной и асимметричной прокатки образцов представлены в таблице 1.

Таблица 1. Сравнительная характеристика параметров симметричной и асимметричной прокатки образцов алюминия Д16 (начальная толщина 6 мм)

Образец	Усилие, кН	Установленный зазор между валками, мм	Скорость валков, V1/V2, об/мин	Толщина после прокатки, мм	Твердость, HV50
Симметричный	750	2,4	6/6	2,65	Образец разрушился (рис.1)
Асимметричный	400	0,9	2/10	0,8	Сторона А: 71,7
					Сторона В: 75,0
	230	0,9	10/1,5	0,65	Сторона А: 67,0
					Сторона В: 69,7
	-	0,9	10/1,3	Лист расплавился	

Рис. 1. Вид разрушенного при симметричной прокатке образца

При симметричной прокатке образец разрушился при попытке обжать его на 56,6 %. Увеличение разности скоростей валков до 6,67 раз приводит к увеличению обжатия до 89 %. Усилие прокатки при этом снижается в 3,26 раза. Металл сильно разогревается. При отношении скоростей валков 7,69 образец расплавился.

Исследование проводилось в рамках реализации Постановления Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 220 (договор № 075-15-2019-869 от 12 мая 2019 г.), за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-69-46042 от 20.05.2020), а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90097 (договор № 20-38-90097/20 от 03.09.2020).

Литература

1. Pesin A.M. Scientific school of asymmetric rolling in Magnitogorsk / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2013. № 5 (45). С. 23-28.
2. Pesin A., Pustovoytov D., Korchunov A., Wang K., Tang D., Mi Z. Finite Element Simulation of Shear Strain in Various Asymmetric Cold Rolling Processes / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2014. № 4 (48). С. 32-40.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АСИММЕТРИЧНОЙ И СИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ СТАЛЬНЫХ ЛИСТОВ

Песин А.М.[1], Пустовойтов Д.О.[1], Барышников М.П.[1], Носов Л.В.[1], Рааб А.Г.[1,2], Кожемякина А.Е.[1], Песин И.А.[1]

[1] *Лаборатория механики градиентных наноматериалов имени А.П. Жиляева Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия*

[2]*Научно-исследовательский институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа, Россия*

pesin@bk.ru

В лаборатории механики градиентных наноматериалов имени А.П. Жиляева Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова в марте 2021 года введен в эксплуатацию новый, уникальный, не имеющий аналогов в Европе, стан 400 асимметричной прокатки.

В работе представлен сравнительный анализ вариантов симметричной и асимметричной холодной прокатки отожжённых листов из стали 08Ю (табл. 1).

Таблица 1. Сравнение вариантов симметричной и асимметричной прокатки стали 08Ю (начальные толщина 3 мм, ширина 25 мм, длина 100 мм, зазор между валками 0,9 мм)

Вид прокатки	Конечная толщина листа, мм	Относительное обжатие, %	Скорости валков, об/мин (V_1/V_2)	Усилие прокатки, кН	Твердость по Викерсу, HV
симметричная	1,5	50	6/6	800	172
асимметричная	0,6	80	10/2	270	247
Примечание	Уменьшение толщины в 2,5 раза	Увеличение относительного обжатия в 1,6 раз		Уменьшение усилия в 2,96 раза	

Асимметричная прокатка в валках со скоростями, отличающимися в 5 раз при прочих равных условиях, привела к одновременному увеличению обжатия с 50 до 80 % и уменьшению усилия в 2,96 раз за один проход по сравнению с симметричной прокаткой (рис. 1). При асимметричной прокатке происходит значительный разогрев металла в очаге деформации. Появляются цвета побежалости.

Рис. 1. Образцы после асимметричной и симметричной прокатки за один проход

Исследование проводилось в рамках реализации Постановления Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 220 (договор № 075-15-2019-869 от 12 мая 2019 г.), за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-69-46042 от 20.05.2020), а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90097 (договор №20-38-90097/20 от 03.09.2020).

Литература

1. Pesin A.M. Scientific school of asymmetric rolling in Magnitogorsk / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2013. № 5 (45). С. 23-28.
2. Pesin A., Pustovoytov D., Korchunov A., Wang K., Tang D., Mi Z. Finite Element Simulation Of Shear Strain In Various Asymmetric Cold Rolling Processes / Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University. 2014. № 4 (48). С. 32-40.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ ЛЕКАРСТВЕННОГО ВЕЩЕСТВА ИЗ ПЛЕНОЧНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНОГО КОМПЛЕКСА

Мустакимов Р.А.[1], Базунова М.В.[1]

[1]*Башкирский государственный университет, Уфа*
robmust@mail.ru

Системы с регулируемым профилем высвобождения лекарственных веществ являются крайне востребованными [1]. Целью данной работы стало исследование закономерностей процессов диффузии физиологического раствора и лекарственного вещества в полимерных пленочных материалах. В качестве матрицы-носителя лекарственного препарата использован полимерный комплекс сукцинила хитозана (СХТЗ) и поли-N-винилпирролидона (ПВП), а в качестве лекарственного средства использован антибиотик цефалоспоринового ряда – цефазолин (ЦФЗ), активно применяющийся при лечении кожных инфекций [2].

Получение полимерных комплексов (ПК) проводили в водном растворе путем последовательного растворения навесок полимеров. Состав ПК выражали через мольное соотношение z. Пленочные материалы формировали из растворов ПК состава z от 0,1 до 0,3. Антибиотик ЦФЗ добавляли к раствору непосредственно перед формированием пленок. Содержание цефазолина в пленке составляло 0.05 моль/моль СХТЗ.

Для изучения кинетики высвобождения цефазолина (ЦФЗ) образец помещали в ячейку с физиологическим раствором. Выделившийся в раствор антибиотик регистрировали спектрофотометрически при длине волны, соответствующей максимуму поглощения в УФ-спектре ЦФЗ (271 нм).

Из зависимости на рисунке 1 можно сделать вывод о наличии псевдонормального типа диффузии лекарственного вещества в среду физиологического раствора. При этом все кинетические кривые выходят на явно выраженный предел, соответствующий равновесному выходу ЦФЗ.

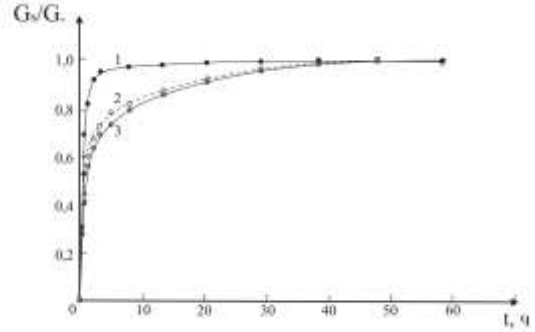


Рис. 1. Кинетические кривые высвобождения ЦФЗ из пленочных систем СХТЗ-ЦФЗ (1), ПЭК при z=0,1 (*2*) и ПЭК при z=0,3 (*3*).

Видно, что случае СХТЗ высвобождение ЦФЗ из пленки происходит менее, чем за 24 часа. Для ПК установление диффузионного равновесия наблюдается спустя 60 часов нахождения образца в среде физиологического раствора.

Таким образом, установлено, что использование полимерного комплекса СХТЗ-ПВП позволяет увеличивать время диффузии ЦФЗ в физиологический раствор в 2,5 раза по сравнению с пленкой индивидуального СХТЗ, следовательно, можно говорить о пролонгации действия ЦФЗ, включенного в полимерную матрицу СХТЗ-ПВП.

Литература

1. Mike Jenkins. Biomedical polymers. Cambridge England: Woodhead Publishing Limited, 2007. P. 33.
2. Машковский М.Д. Лекарственные средства. Харьков: Торсинг, 1997. Т. 2. С. 278.

ВЛИЯНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ВАЛКОВ НА ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКЕ

Рааб А.Г.[1,2], **Песин А.М.**[1], **Рааб Г.И.**[1,2].

[1]*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск, Россия*
[2]*Научно-исследовательский институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа, Россия*
agraab@mail.ru

В работе представлено исследование по определению трибологических параметров деформационной обработки алюминиевого сплава марки Д16 в закаленном состоянии в условиях физического и виртуального экспериментов. Физический эксперимент проводили методом осадки кольцевых заготовок. В результате исследований определены значения коэффициента трения при использовании разных классов шероховатости рабочих поверхностей бойков. Использовали 4 вида топографии поверхности бойков, полученные механической, пескоструйной и абразивной обработкой и оценены её параметры с использованием оптического профилометра. Исходные кольцевые образцы имели размеры D×d×h 20 ×10 ×7 мм. Геометрические параметры образцов после осадки представлены в таблице 1.

Таблица 1. Геометрические параметры образцов после деформации осадкой

Вид бойков	Механическая обработка, тип 1		Механическая обработка, тип 2		Пескоструйная обработка		Абразивная обработка	
Диаметр, мм	$d_{вн}$	$D_{внш}$	$d_{вн}$	$D_{внш}$	$d_{вн}$	$D_{внш}$	$d_{вн}$	$D_{внш}$
Образец 1	6,56	25,11	5,74	25,55	6,78	25,83	7,25	26,70
Образец 2	6,35	25,22	5,71	25,38	5,59	25,70	6,78	26,45
Образец 3	6,26	25,54	5,79	25,30	6,21	25,95	7,14	26,11

Далее были проведены сравнительные оценки полученных экспериментальных данных и виртуальных исследований. Виртуальные исследования осадки колец на 50% проводили в программном комплексе Deform 3D при коэффициентах трения 0.12; 0.25, и 0.70 (по Зибелю).

Установлено, что коэффициент трения 0.70 наиболее близок к трибологическим условиям при использовании топографии поверхности полученной механической обработкой, а 0,25 - абразивной обработкой.

При этих значениях коэффициента трения проведено численное моделирование процесса симметричной и асимметричной прокатки со степенью 50% и получены данные деформированного состояния. Установлена и показана разница деформированного состояния симметричного и ассиметричного процесса при комнатной температуре листовой заготовки из сплава Д16 в закаленном состоянии.

Исследование проводилось в рамках реализации Постановления Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 220 (Договор № 075-15-2019-869 от 12 мая 2019 г.).

Литература

1. А. И. Грудев, Ю. В. Зильберг, В. Т. Тилик. Трение и смазки при обработке металлов давлением - М.: Машиностроение, 1982. 312 с.
2. А. Н. Леванов, В. Л. Колмогоров, С. П. Буркин, Б. Р. Картак, Ю. В. Ашпур, Ю. И. Спасский. / Контактное трение в процессах обработки металлов давлением – М. : Металлургия, 1976. – 416 с.

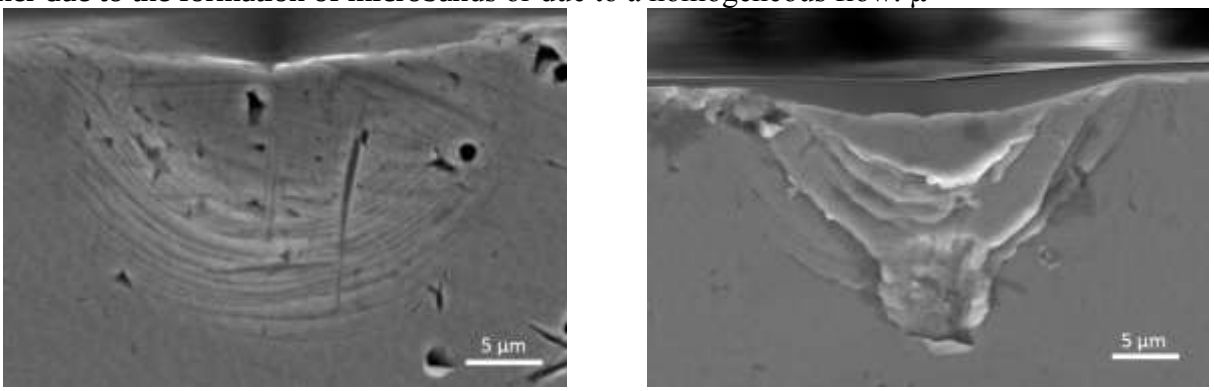
INFLUENCE OF HPT ON DEFORMATION BEHAVIOR OF VIT105 BULK METALLIC GLASS REVEALED BY JOINT INDENTATION

Vas.Vl. Astanin[1], D.V. Gunderov[2], V.V. Titov[1]

[1] *Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia*
[2] *Institute of Molecule and Crystal Physics, Ufa Federal Research Center RAS, Ufa, Russia*
v.astanin@gmail.com

Bulk metallic glasses (BMG) are an object of increased scientific interest due to their unique mechanical and magnetic properties, increased biocompatibility, and high corrosion resistance. Of great interest is the change in the mechanical behavior of amorphous materials as a result of high-pressure torsion (HPT) deformation [1]. One of the possible ways to study changes in mechanical properties as a result of various influences is microindentation. in particular, it was shown that HPT changes the deformation behavior in the surface regions of metallic glass [2]. At the same time, the nature of deformation in deeper layers cannot be analyzed in this way. A method was proposed for assessing the depth and nature of the deformation effect on materials using a joint indentation scheme [3], when two samples of amorphous material with polished top and side edges are clamped together in a vice, after which indentation is carried out into the joint of two samples.

In this work, we carried out indentation into the joint of the Vit105 BMG alloy before and after HPT, as well as after relaxing annealing. Studies have shown that in the initial state, the formation of numerous concentric bands around the indenter is observed, while a similar pattern is observed in the material subjected to relaxing annealing. In the case of indentation of the material subjected to HPT, the picture changes. Deformation occurs with the formation of larger bands, observed in fewer numbers, and less ordered. This indicates a change in the deformation mechanism. At the same time, under the indents on all materials in the area adjacent to the indenter, there is a textureless area. At the same time, it is assumed that the deformation under the tip of the indenter should reach large values. Apparently, deformation in the textureless region under the indenter is carried out by other mechanisms, without the involvement of the main shear bands, either due to the formation of microbands or due to a homogeneous flow. μ



a b

Fig. 1. Shear bands under indentation mark in as-cast state (a), and after HPT n=2 (b).

Literature

1. Gunderov D., Astanin V. Influence of HPT Deformation on the Structure and Properties of Amorphous Alloys // Metals (Basel). 2020. Vol. 10, № 3. P. 415.
2. Glezer A.M. et al. Effect of high-pressure torsion on the tendency to plastic flow in bulk amorphous alloys based on Zr // Mater. Lett. 2019. Vol. 256. P. 126631.
3. Sharma A. et al. On the differences in shear band characteristics between a binary Pd-Si metallic and nanoglass // Scr. Mater. Elsevier Ltd, 2021. Vol. 191, № September. P. 17–22.

НЕТИПИЧНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Cu-0.6Cr-0.1Zr ПРИ ОБРАБОТКЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Фаизова С.Н.[1], Аксенов Д.А.[2], Фаизов И.А.[1]

[1]СФ Башкирский государственный университет, г. Уфа, Россия
[2]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия
e-mail: snfaiz@mail.ru

При получении нано- и ультрамелкозернистой структуры в дисперсионно-упрочняемых сплавах происходят фазовые превращения отличные от описываемых в равновесных диаграммах. Установлено, что наряду с динамическим старением осуществляется деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз. Несмотря на большое количество работ, как механизм, так и кинетика растворения остаются практически неисследованными.

Для того, чтобы изучить особенности растворения частиц вторых фаз в образцах сплава Cu-0,6%Cr-0,1%Zr в условиях кручения под высоким давлением было создано специальное исходное состояние с практически полным отсутствием твердого раствора за счет его распада и выделения частиц вторых фаз, происходящего в результате длительного старения. При этом был сформирован ансамбль частиц, основная доля которых имела довольно крупный размер ~ 1-2 мкм. Тем самым на начальном этапе исключалось проявление механизмов фазовых превращений – как деформационно-стимулированного распада пересыщенного ТР, так и деформационно–индуцируемого растворения частиц вторых фаз.

В образцах сплава Cu-Cr-Zr в условиях КГД наблюдается немонотонное изменение физико-механических свойств (электропроводности, микротвердости) и структурных характеристик – параметра решетки и плотности распределения частиц вторых фаз.

Полученные экспериментальные данные указывают на повышение концентрации твердого раствора в ходе КГД вследствие растворения вторых фаз. Относительно высокая интенсивность этого процесса в начальной стадии обусловлена особенностями морфологии частиц вторых фаз, сформированных при предварительной обработке и в результате начальных этапов деформации частиц когерентных с матрицей, а именно, предрасположенностью к механическому разрушению, приводящему к последующему частичному растворению по механизму Гиббса-Томсона.

По мере накопления пластической деформации исходный ансамбль частиц постепенно заменяется частично растворенными фрагментами первичных частиц и вновь образующихся мелких частицы, менее склонных к разрушению. Эта эволюция обеспечивает дополнительный фактор для замедления процесса растворения частиц, поскольку помимо увеличения концентрации твердого раствора изменяются и размеры частиц ансамбля. В результате концентрация твердого раствора начинает уменьшаться, пока не достигнет некоторого стабильного значения, соответствующего, предположительно, динамическому равновесию между деформационно-индуцируемому растворению и выделению частиц из перенасыщенного твердого раствора.

Таким образом, можно констатировать, что активная роль ИПД проявляется в том, что она обеспечивает независимый от диффузии механизм влияния на состояние второй фазы. Как результат, ход изменения концентрации твердого раствора может отклоняться от закономерностей, установленных для таких процессов в условиях, когда изменение размеров частиц происходит только за счет их диффузионного роста или растворения. С формальной точки зрения ИПД является фактором, существенно влияющим на граничные условия диффузионного уравнения.

Литература:

S.N. Faizova, D.A. Aksenov, I.A. Faizov, K.S. Nazarov //Unusual kinetics of strain-induced diffusional phase transformations in Cu-Cr-Zr alloy // Letters on Materials. –2021. –V. 11. № 2. –P. 218-222.

ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОС МАТЕРИАЛОВ НЕФТЕГАЗОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В РАДИОЧАСТОТНОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ

М.А. Фатыхов [1], Р.Г. Абдеев [2], Р.И. Саитов [2]

[1]*Башкирский государственный педагогический университет им. М. Акмуллы, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
fatykhovma@mail.ru

Одним из способов интенсификации различных технологических процессов в нефтегазодобыче является применение радиочастотного (высокочастотного и сверхвысокочастотного) излучения. Возможными областями применения подобного излучения являются добыча высооквязких и битумных нефтей, газогидратов, борьба с осложнеиями в скважинах и трубопроводах, связанная с выпадением парафинов и образованием газогидратов, обработка водонефтяных эмульсий, локальное оттаивание мерзлых грунтов и др. [1-6].

Принципиальная схема применения электромагнитного излучения заключается в следующем. Рабочим материалам нефтегазовых технолгий от источника волн с помощью электродов подводится электромагнитная энергия. Структурная схема моджет быть представлена в виде трех взаимосвязанных блоков: нагрузка (нефтяной пласт, труба), передающая линия (оборудование скважины, радиочастотный кабель), источник энергии или генерирующее устройство.

Для научного обоснования и разработки электромагнитных технолгий необходимо решить ряд принципиально новых физико-математических и экспериментальных задач на излучение и распространение электромагнинтных волн в нефтегазовых устройствах и материалах. Из инженерно-физических задач - по вводу электромагнитной энергии от источника к излучателю, по разработке эффективного излучателя. В области технологических задач необходимо решать проблему совмещения существующих технологии с канализациепй энергии от генератора к излучателю и излучения электромапгнитных волн в узлах нефтегазовых устройств. В настоящей работе предложен способ согласования источника электромагнитной энергии с рабочей нефтегазовой средой черз пере6дающую линию. В качестве узла согласования предложен четвертволновой резонатор, заполненный средой с большой диэлектрической проницаемостью и малыми диэлектрическими потерями. Способ использован для ликвидации парафиновых пробок. Приведены результаты экспериментальных исследований нагрева и плавления папрафиновых пробок.

Литература

1. М.А. Фатыхов, Л.М. Фатыхов //Инженерно-физический журнал. 2015. Т. 88. № 3. С. 697 – 702.
2. М.А. Фатыхов М.А. //Теплофизика высоких температур. 2002. Т. 40. № 5. С. 802 – 808.
3. Л.М. Фатыхов, С.В. Галкин С.В., М.А. Фатыхов // Нефтяное хозяйство. 2018. №8. С. 56 – 59.
4. М.А. Фатыхов, Н.Я. Багаутдинов, Л.М. Фатыхов //Нефтепромысловое дело. 2007. № 7. С. 48 – 51.
5. М.А. Фатыхов, А.И. Худайбердина Комбинированные методы воздействия на нефтяные пласты на основе электромагнитных эффектов: монография. Уфа: Изд-во БГПУ, 2010. 112 с.
6. М.А.Фатыхов, Р.И.Саитов, Р.Г.Абдеев, Л.М.Фатыхов //XII Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики: аннотации докладов, 19-24 августа 2019 г., г.Уфа / отв. ред. д-р физ. - мат. наук А.А. Назаров. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2019. С 175.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК Al И C НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО WC

Батенькова А. С.[1], **Курлов А. С.**[1]

[1]*Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*
batenkova@ihim.uran.ru

Твердые сплавы на основе WC широко используются в качестве инструментальных материалов в металлообработке, горнодобывающей и нефтегазовой промышленностях. Одним из способов повышения их эксплуатационных характеристик является уменьшение размера зерен WC от микро- до субмикро- и нанометрового [1]. Вместе с уменьшением размера частиц порошков усугубляется проблема загрязнения их кислородом воздуха, который при нагреве взаимодействует с углеродом карбида, образуя CO или CO_2. В результате такого взаимодействия WC теряет значительное количество углерода, вследствие чего, при спекании в твердом сплаве WC-Co формируются охрупчивающие η-фазы (типа M_6C или $M_{12}C$), снижающие его эксплуатационные характеристики [2].

В данной работе, для решения проблемы обезуглероживания и образования η-фаз в твердом сплаве WC-6 вес.% Co из нанокристаллического WC, опробованы два разных подхода: 1) добавление избыточного углерода в порошковую смесь для компенсации потерь в результате обезуглероживания; 2) добавление Al в порошковую смесь для связывания примесного кислорода в твердый и тугоплавкий оксид Al_2O_3 до взаимодействия его с углеродом WC.

Нанокристаллический порошок WC был получен высокоэнергетическим размолом микрокристаллического порошка в планетарной шаровой мельнице. Дополнительный углерод (сажа) вводился перед размолом WC, а Al при смешивании нанопорошка WC с Co. Приготовленные порошковые смеси компактировались и спекались в вакууме при температуре 1380 °C. Для аттестации порошков и твердых сплавов использовался ряд методик, среди которых рентгеновская дифракция для определения кристаллической структуры и фазового состава, среднего размера областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей и величины микродеформаций, метод БЭТ для определения удельной поверхности порошков и оценки среднего размера частиц, синхронный термический анализ для исследования химических и физико-химических процессов, происходящих в порошковых смесях при нагреве, сканирующая электронная микроскопия для исследования микроструктуры, гелиевая пикнометрия для определения плотности, метод Виккерса для измерения микротвердости спеченных образцов и др.

Проведенные исследования показали, что за счет добавок углерода или алюминия в порошковую смесь на основе нанокристаллического WC, можно получать твердые сплавы без η-фаз, т.е. оба подхода работают. Установлено влияние добавок на микроструктуру, плотность и микротвердость твердых сплавов. Отличительной особенностью микроструктуры твердых сплавов с добавками углерода является наличие крупных сростков карбидных зерен, а с добавками алюминия – повсеместное вкрапление округлых частиц Al_2O_3. Установлено, что добавки Al немного снижают микротвердость, но твердые сплавы при этом получаются менее пористые, чем при использовании углерода.

Литература

1. Z. Z. Fang, X. Wang, T. Ryu, K. S. Hwang, H. Y. Sohn // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2009. № 27. P. 288-299.
2. Kurlov A. S., Gusev A. I., Rempel A. A // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2011. V. 29. № 2. P. 221-231.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ ЗУБНЫХ ПРОТЕЗОВ

Киракосян Л.Г., Чижмаков Е.А., Поляков Д.И., Пивоваров А.А., Муслов С.А.

МГМСУ им. А.И Евдокимова, г. Москва
muslov@mail.ru

Стоматологическое ортопедическое лечение является актуальной проблемой современной стоматологии, требующей решения. Остаются открытыми вопросы, связанные с нередкими поломками временных полимерных конструкций, при этом ежегодно появляются новые конструкционные материалы, требующие изучения механических свойств [1].

В данной работе сообщаются результаты механических испытаний широкого спектра стоматологических полимеров, используемых для изготовления временных зубных протезов. Константы (прочность, деформация до разрушения и модуль упругости), были определены в ходе стандартных испытаний на одноосное растяжение (ГОСТ 11262-2017), одноосное сжатие (ГОСТ 4651-2014) и трехточечный изгиб (ГОСТ 31574). Образцы для испытаний на растяжение представляли из себя двухсторонние “лопатки”. Образцы для испытаний на одноосное сжатие были изготовлены в виде цилиндров. Образцы для испытаний на трехточечный изгиб имели вид прямоугольных призм. Все образцы для механических испытаний были изготовлены разными способами в зависимости от технологии производства: Белакрил-М ХО Темпо (ООО “ТД Владмива”, Россия), Luxatemp Automix Plus (DMG Chemisch-Pharmaeutiche Fabrik GmbH, Германия), Re-Fine Bright (Yamahachi Dental Mfg., Co., Япония) – холодное отверждение в силиконовой форме; Белакрил-М ГО Темпо (ООО “ТД Владмива”, Россия) Синма-М (АО “Стома”, Украина) – горячее отверждение; Dental Sand A1 – A2 (HARZ Labs, Россия), NextDent C&B MFH (Micro Filled Hybrid) (NextDent B.V., Нидерланды), Freeprint Temp UV (DETAX GmbH & Co. KG, Германия) – 3D печать; Temp Basic A1 – B2 (Zirkonzahn GmbH, Италия), Re-Fine Acrilic B1 (Yamahachi Dental Mfg., Co., Япония) – фрезерование. Механические свойства образцов исследовали на универсальных испытательных машинах Instron® 5965 и Instron® 5982. Установлено, что механические свойства исследованных материалов существенно различаются, даже в пределах одной “технологической группы”. При одноосном растяжении наибольшую прочность продемонстрировали образцы из Yamahachi Re-Fine Acrylic 70,7±3,0 МПа, деформацию до разрушения – Temp Basic 78,9±30,8 %, модуль упругости – Yamahachi Re-Fine Acrylic 1350±16 МПа; при одноосном сжатии – NextDent 352,1±20,7 МПа, – Белакрил-М ХО Темпо 61,3±7,6 %, – HARZ Labs 2199±37 МПа; при трехточечном изгибе – Yamahachi Re-Fine Acrylic 127,8±15,6 МПа, – Temp Basic 16,2±5,3 %, – Yamahachi Re-Fine Acrylic 2,71±0,08 МПа, соответственно. Среди материалов, прошедших испытания, трудно выделить однозначного лидера. Так, например, композиты для 3D печати как правило превосходят другие материалы по параметру модуль упругости и практически не отличаются по прочности, однако при этом у них, как правило, меньшая деформация до разрушения. Это косвенно может говорить об их потенциально повышенной хрупкости. Среди исследованных материалов 3D печати явным лидером следует признать материал российской разработки “HARZ Labs”, который сбалансированно проявил себя во всех типах испытаний. Среди исследованных материалов горячего отверждения российский образец “ТД Владмива” следует признать лучшим. В группе материалов, предназначенных для компьютерного фрезерования невозможно однозначно выделить лучший. Японский полимер Yamahachi Re-Fine Acrylic, несомненно, обладает выдающимися прочностными и упругими свойствами, однако это сочетается с недостаточной деформативностью, что в клинической практике может приводить к преждевременным поломкам.

1. Перцов С.С., Стюрева Г.М., Муслов С.А., Синицын А.А., Корнеев А.А., Зайцева Н.В. Основы биомеханики для стоматологов. МГМСУ, **2017.** – 115 с.

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
А.М. Глезер Л.Ф. Мурадимова, П.А. Борисова, А. А. Велигжанин, И.В. Щетинин, Р.В. Сундеев, А.А. Томчук, С.О. Ширшиков АНОМАЛЬНОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВЕРХСТРУКТУР ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ	3
Mukesh Kumar EFFECT OF COPPER CONCENTRATIONS ON MICROSTRUCTURE, RESIDUAL STRESS AND CORROSION BEHAVIOUR OF Ni_{100-x}-Cu_x ALLOY FILMS PROCESSED BY MAGNETRON CO-SPUTTERING	4
С.В. Дмитриев ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ И МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ	5
О.Б. Наймарк КРИТЕРИИ ПРОЧНОСТИ И ДУАЛЬНОСТЬ КИНЕТИКИ ПЕРЕХОДА ОТ ДИСПЕРСНОГО К МАКРОСКОПИЧЕСКОМУ РАЗРУШЕНИЮ	6
Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. РОЛЬ ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ В ИЗМЕЛЬЧЕНИИ ЗЕРЕН	7
Гаврилина Л.В., Сухоруков Р.Ю., Утяшев Ф.З. ДЕФОРМАЦИЯ В РЕЖИМЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩАЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТУЮ СТРУКТУРУ В НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВАХ	8
Д.Л. Раков, Р.Ю. Сухоруков АНАЛИЗ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ	9
Д.В. Лычагин, А.Ю. Никонов, Е.Н. Москвичев АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИИ И ГРАНИЦ ЗЕРЕН АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННОЙ 3D ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ	10
G. Purcek, M. Demirtas, H. Yanar, K.V. Ivanov IMPROVEMENT OF SURFACE MICROSTRUCTURAL AND WEAR PROPERTIES OF Ni3Al-TiC COMPOSITE WITH PULSED ELECTRON BEAM IRRADIATION	11
П.В. Трусов, А.И. Швейкин, Э.Р. Шарифуллина, А.Ю. Янц МНОГОУРОВНЕВЫЕ ФИЗИЧЕСКИ-ОРИЕНТИРОВАННЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВОВ	12
Г.В. Клевцов, Р.З. Валиев, Н.А. Клевцова, М.В. Фесенюк, М.Н. Тюрьков, О.Б. Кулясова ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ПОСЛЕ РКУП	13
Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Тумбусова И.А., Загибалова Е.А. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ АЗОТИСТЫХ СПЛАВОВ $FeMnNiCrCo_{1-x}N_x$ (x=0,05; 0,08; 0,09)	14
V.M. Adimule, J.G. Manjunath , S. Rajendrachari OPTICAL, MORPHOLOGICAL AND DIELECTRIC PROPERTIES OF NOVEL $Zr_{0.5}$ $Sr_{0.4}$ Gd_2O_3 NANOSTRUCTURE FOR CAPACITOR APPLICATIONS	15

	Стр.
В.А. Левин, К.М. Зингерман, Д.Р. Бирюков, А.Э. Белкин ОБ ОДНОМ ТОЧНОМ РЕШЕНИИ ЗАДАЧИ ТЕОРИИ МНОГОКРАТНОГО НАЛОЖЕНИЯ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЙ. КРУЧЕНИЕ И РАСТЯЖЕНИЕ СОСТАВНОГО СТЕРЖНЯ ИЗ ГИПОУПРУГОГО МАТЕРИАЛА	16
И.Г. Бродова, И.Г. Ширинкина, Д.Ю. Распосиенко, А.Н. Петрова, С.В. Разоренов, Е.В. Шорохов РОЛЬ ГРАФЕНА В УПРОЧНЕНИИ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ	17
А.Ю. Волков, А.В. Глухов, В.А. Казанцев ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ Cu-Au В ПРОЦЕССЕ АТОМНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ ПО ТИПУ L10	18
Р.Я. Лутфуллин, М.Х. Мухаметрахимов ОКСИДНЫЙ ПОВЕРХНОСТНЫЙ СЛОЙ И ТВЕРДОФАЗНАЯ СВАРИВАЕМОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	19
Sadjad Baradari, Natalia Resnina, Sergey Belyaev, Mahmoud Nili-Ahmadabadi EFFECT OF AGING TREATMENT ON THE SHAPE MEMORY PROPERTIES OF THE QUATERNARY $Ni_{44.8}Ti_{45.2}Hf_5Cu_5$ SHAPE MEMORY ALLOY	20
Смовж Д.В., Сорокин Д.В., Шатилов Д.А. СИНТЕЗ ОДНОСЛОЙНОГО ГРАФЕНА И СОЗДАНИЕ ГРАФЕНОВЫХ УСТРОЙСТВ	21
Ю.Ф. Иванов, В.В. Шугуров, Н.А. Прокопенко, О.С. Толкачев, Е.А. Петрикова, Н.Н. Черенда, В.В. Углов СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ПЛЕНОК, СФОРМИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ИОННО-ПЛАЗМЕННЫМ МЕТОДОМ	22
Г.Ф. Корзникова, Г.Р. Халикова, С.Ю. Миронов, М.М. Мышляев СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1420 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	23
A.A. Abu Ghazal, G.H. Al-Malkawi, R.M. Alakash, D.A. Ababneh, S. A. Mathhar, M.A. Al-shayeb, L.M. Abou Doud, R. H. Zaza, T.M. Alhajaj, Z.N. Aldaghdashi FACILE METHOD TO FABRICATE SEMICONDUCTIVE COMPOSITE SOFT MATERIAL	24
A.A. Abu Ghazal, G.H. Al-Malkawi, S.A. Alkhdour TRACKING THE FAILURE BEHAVIOUR OF WELDED AUSTENITIC STAINLESS STEEL 316 UNDER GRADUAL CYCLIC TENSILE DEFORMATION CONDITIONS	25
В.В. Столяров, А.А. Мисоченко ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА В СПЛАВАХ РАЗНОЙ ДИСПЕРСНОСТИ И ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ	26
Ю.В. Калетина, Е.Г. Герасимов, А.Ю. Калетин ВЛИЯНИЕ КОБАЛЬТА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И МАГНИТНЫЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА	27
Shalini Singh, A N Jinoop, I.A. Palani, C.P. Paul, K.G. Prashanth EFFECT OF HOT ISOSTATIC PRESSING ON COPPER-BASED SHAPE MEMORY ALLOY BUILT USING SELECTIVE LASER MELTING	28
Валитов В.А., Утяшев Ф.З., Галиева Э.В. УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ ПОСРЕДСТВОМ ДЕФОРМАЦИИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ В РЕЖИМЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	29

	Стр.
М.А. Гурьев, А.М. Гурьев, С.Г. Иванов, Б.Д. Лыгденов ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕДНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ МЕСТНОЙ ЗАЩИТЫ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ОТ ДИФФУЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ОДНОВРЕМЕННЫМ НАСЫЩЕНИЕМ БОРОМ, ХРОМОМ И ТИТАНОМ	30
С.А. Зелепугин, Н.В. Пахнутова МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДИНАМИЧЕСКОГО КАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ МЕДНЫХ ОБРАЗЦОВ	31
С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, Е.С. Демидова, А.М. Иванов, А.В. Шеляков, А.В. Андреев, А.Х. Габриелян ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi В РАБОЧЕМ ЦИКЛЕ ПРИВОДОВ С ЭЛЕМЕНТАМИ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	32
Е.Е. Дерюгин, И.А. Даниленко, Н.А. Наркевич, Г.В. Ласко, З. Шмаудер ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ Al_2O_3 НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТЕТРАГОНАЛЬНОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ОКСИДОМ ИТТРИЯ	33
Д.Д. Бабенко, А.С. Дмитриев, В.В. Михайлов, И.А. Михайлова, О.В. Суворова, А.А. Ревина НОВЫЕ ГИБРИДНЫЕ ГРАФЕНОВЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ КАК ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОВЕРХНОСТИ В ЭНЕРГЕТИКЕ И ЭЛЕКТРОНИКЕ	34
А.С. Дмитриев, И.А. Михайлова, К. Чой МЕХАНИЧЕСКИЕ, АДГЕЗИОННЫЕ И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ГРАФЕНОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ТЕПЛОВОЙ ЭНЕРГИИ	35
М.С. Сагайдак, А.В. Миловкин, О.В. Стогней МИКРОТВЕРДОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Fe-FeO-ZrO_2	36
Е.А. Беленков, В.В. Мавринский МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ НОВЫХ СТРУКТУРНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ГРАФИНОВЫХ СЛОЕВ	37
Г.М. Полетаев, Р.Ю. Ракитин ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ C, N, O И СВОБОДНОГО ОБЪЕМА НА СКОРОСТЬ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА В НИКЕЛЕ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	38
Doan Dinh Phuong CARBON NANOMATERIALS REINFORCED METAL MATRIX COMPOSITES PREPARED BY POWDER METALLURGY	39
Е.А. Корзникова, А.Ю. Моркина, С.В. Дмитриев МОДУЛЯЦИОННАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ МОД В ГЦК КРИСТАЛЛЕ МЕДИ	40
Е.А. Корзникова, Р.М. Мурзаев, Тувалев И.И., С.В. Дмитриев МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ НА ПАРАМЕТР РЕШЕТКИ АЛЮМИНИЯ	41
Е.А. Корзникова, И.А. Шепелев, С.В. Дмитриев СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДИНАМИКИ ДЕФЕКТОВ КРАУДИОННОГО ТИПА В ОЦК И ГЦК МЕТАЛЛАХ	42

	Стр.
Н.Н. Реснина, I.A. Palani, С.П. Беляев, S. Singh, S.S. Mani Prabu, S. Jayachandran, И.В. Поникарова, В.Д. Калганов, Anshu Sahu ИЗМЕНЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ НА ТИТАНОВУЮ ПОДЛОЖКУ	43
Г.Ф. Корзникова, Е.А. Корзникова, К.С. Назаров, Р.Х. Хисамов, Г.Р. Халикова, С.Н. Сергеев, Р.Р. Мулюков IN SITU МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЕ КОМПОЗИТЫ ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: ОБЗОР СОВРЕМЕННОГО СОСТОЯНИЯ	44
Д.В. Гундеров, С.Д. Гундерова, В.В. Астанин, А.А. Чуракова, Р.Н. Асфандияров ПРИМЕНЕНИЕ АККУМУЛИРУЮЩЕЙ ИПДК ДЛЯ ПРЕДЕЛЬНОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ	45
P. Puspitasari, M. A. Nurudin, A.A. Permanasari, S.Sukarni, S. Hastuty INVESTIGATION ON PHYSICAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF COBALT FERRITE ($CoFe_2O_4$) USING SONOCHEMICAL METHODS	46
И.Е. Пермякова АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ КОМПОЗИТЫ	47
Л.Л. Рохлин, Т.В. Добаткина, И.Е. Тарытина, Е.А. Лукьянова ИССЛЕДОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ ВОЗВРАТА В МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Mg-Y-Nd-Zr	48
С.И. Богодухов, Е.С. Козик, Е.В. Свиденко, М.В. Овечкин ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ОДНОКАРБИДНЫЪХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ	49
Р.В. Сафиуллин, А.Р. Сафиуллин РАЗРАБОТКА И РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ В ИПСМ РАН	50
Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Хазгалиев Р.Г., Сафиуллин А.Р. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6 И VST2K	51
Р.В. Сафиуллин, В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин, Э.В. Галиева, Е.Ю. Классман СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	52
А.В. Полунин, И.А. Растегаев, А.О. Черетаева, Е.Д. Боргардт, М.Р. Шафеев, А.Г. Денисова, М.М. Криштал ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ Al СПЛАВА АМг6 ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ	53
А.О. Черетаева, С.В. Засыпкин, М.Р. Шафеев, А.В. Полунин, Д.Л. Мерсон, М.М. Криштал ВЛИЯНИЕ СОСТАВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ИХ КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ И ОКСИДИРУЕМОСТЬ	54
V.A. Delev, V.G. Chigrinov PHOTOINDUCED SURFACE ALIGNMENT AS AN ADVANCED TECHNOLOGY FOR DESIGN OF LIQUID CRYSTAL DISPLAYS	55
П.В. Захаров, М.Д. Старостенков, А.М. Еремин, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев ВОЗБУЖДЕНИЕ ВОЛН ПРИ ВЫСОКОАМПЛИТУДНОМ ГАРМОНИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ СОСТАВА A_3B	56

	Стр.
В.И. Пудов, Ю.Н. Драгошанский ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА КИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ ПОТЕРИ МАГНИТОПРОВОДОВ ИЗ СПЛАВА Fe–3%Si	57
Ю.Н. Драгошанский, В.И. Пудов ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА КИСТАЛЛИЧЕСКУЮ СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ ПОТЕРИ СПЛАВА Fe–3%Si	58
М.Р. Шагиев, М.А. Мурзинова МИКРОСТРУКТУРА ПРОМЫШЛЕННОГО ЛИСТА СПЛАВА ВТ6С ПОСЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ПРИ 700^{o}C	59
W.M. Ji, M.S. Wu EFFECTS OF CRACK LENGTH ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF CANTOR ALLOYS: A MOLECULAR DYNAMICS STUDY	60
С.А. Созинов, А.Н. Попова, К.А. Корчуганова ПЛЕНКИ АСФАЛЬТЕНОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА	61
С.А. Созинов, А.Н. Попова, К.А. Корчуганова КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОКСА	62
Астафуров С.В., Мельников Е.В., Реунова К.А., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ $FeMnNiCrCo_{1-x}C_x$ (x=0,05; 0,15; 0,25)	63
А.Н. Попова, Н.С. Захаров, Ю.А. Захаров, В.М. Пугачев ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОСИСТЕМЫ FePt	64
А.Н. Попова, Н.С. Захаров, Ю.А. Захаров, В.М. Пугачев ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСИСТЕМЫ CoPt ЭКВИАТОМНОГО СОСТАВА, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СОВМЕСТНОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ ПРЕКУРСОРОВ	65
А.Г. Кадомцев, М.В. Нарыкова, В.И. Бетехтин, А.И. Лихачев СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ ИСПЫТАНИИ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ	66
Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев, Р.В. Шахов, А.А Ганеев ДЛИТЕЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	67
Д.В. Жуков ОСОБЕННОСТИ ИСПЫТАНИЙ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ТРУБ С ВНУТРЕННИМИ ДЕФЕКТАМИ	68
А.А. Круглов, О.А. Руденко, М.Х. Мухаметрахимов, Р.Я. Лутфуллин ИЗГОТОВЛЕНИЕ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РЕЖИМЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	69
О.Ш. Ситдиков, Е.В. Автократова, Р.Р. Загитов, М.В. Маркушев ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-3%Cu	70

	Стр.
Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдиков, Б.И. Атанов, М.В. Маркушев ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ 1570С В ПРОЦЕССЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ	71
Н.Н. Биккулова, Р.А. Якшибаев, Г.Р. Акманова, Д.И. Сафаргалиев, Л.В. Цыганкова ЗОННАЯ СТРУКТУРА НАНОТОЧЕК ТЕЛЛУРИДА СЕРЕБРА	72
Н.Н. Биккулова, А.Р. Курбангулов, Г.Р. Акманова, Д.И. Сафаргалиев МОДЕЛЬНЫЕ РАСЧЕТЫ ФАЗОВОЙ ДИАГРАММЫ Cu-Te	73
Р. Я. Лутфуллин, А. Г. Тюрганов, А. К. Галимов МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ, ИЗГОТАВЛИВАЕМЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	74
Н.А. Авдеев, О.Н. Артамонов ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦИНКИТА	75
А.И. Базлов, М.С. Пархоменко, Е.В. Убыйвовк, Д.В. Гундеров ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Zr-Cu-Fe-Al В ПРОЦЕССЕ ИПДК	76
М.Е. Беленков, В.М. Чернов AB INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛИМОРФНЫХ РАЗНОВИДНОСТЕЙ ГРАФЕНА ФУНКЦИОНАЛИЗИРОВАННЫХ ФТОРОМ И ВОДОРОДОМ	77
М.В. Белокобыльский, Ю.В. Кабиров, Е.Н. Сидоренко, А.М. Клочнев, В.В. Черняев, Н.В. Пруцакова, Е.В. Чебанова ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ОРГАНИЧЕСКИМИ И НЕОРГАНИЧЕСКИМИ МАТРИЦАМИ	78
Jayesh S, Jacob Elias, Manoj Guru, Ajin Sajeevan DESIGN OF EXPERIMENTS USING FACTORIAL DESIGN FOR DEVELOPING NOVEL LEAD-FREE SOLDER ALLOY WITH Sn, Cu AND Bi	79
С.Н. Галышев КОМОПЗИТ С АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕЙ И УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ	80
К.С. Гришаков, Н.Н. Дегтяренко, М.М. Маслов, М.А. Гимальдинова НОВЫЕ ФАЗЫ ПОЛИМЕРНОГО АЗОТА, УСТОЙЧИВЫЕ В ОБЛАСТИ НИЗКИХ ДАВЛЕНИЙ	81
В.В. Дука, Л.П. Арефьева ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ СО СЛОИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	82
Ахунова А.Х., Валеева А.Х., Имаев М.Ф. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА ПРИ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6	83
Ахунова А.Х., Валитов В.А., Галиева Э.В. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ОБРАЗЦОВ, ИМИТИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТЫ ЛОПАТКИ И ДИСКА, ИЗ РАЗНОИМЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	84

	Стр.
Бикбаев Р.М., Palani I.A., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Mani Prabu S. S., Manikandan M., Jayachandran S., Sahu Anshu ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ОСИ РАСТЯЖЕНИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ	85
Д.С. Култышева, А.Б. Овсянников, О.В. Селиванова, В.А. Хотинов ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, ОСОБЕННОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ 20Х3 И 20Х3М ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА	86
Р.Ю. Барков, А.Г. Мочуговский, А.В. Михайловская, А.В. Поздняков СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Mg-Zr ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННОГО ИТТЕРБИЕМ	87
Т.П. Толмачев, В.П. Пилюгин, А.М. Пацелов ВЛИЯНИЕ ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ ИПД КРУЧЕНИЕМ НА IN SITU НАПРЯЖЕНИЕ СДВИГА ПРИ СОВМЕСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЗОЛОТА И КОБАЛЬТА	88
P.V. Trinh, D.D. Phuong, A.A. Shtertser, V.Y. Ulianitsky PREPARATION AND PROPERTIES OF GRAPHENE REINFORCED COPPER MATRIX COMPOSITE CONSOLIDATED BY HOT PRESS TECHNIQUE	89
Саркеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. ХАРАКТЕРИСТИКИ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ ДИФФУЗИОННО-СВАРНОГО ТРЕХСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	90
М.А. Фролов, Ю.А. Беликова, М.Д. Фукс, С.Ю. Кондратьев АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПРИ СВАРКЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРУБНОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА HP40NbTi	91
А.М. Мурзакаев ПРОТЯЖЕННЫЕ ДЕФЕКТЫ В НАНОЧАСТИЦАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ФИЗИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ	92
Н.Г. Апкадирова, К.А. Крылова РАЗВОДОРАЖИВАНИЕ ЧЕШУЙКИ СКОМКАННОГО ГРАФЕНА: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	93
А.А. Чуракова, Э.М. Каюмова, Д.В. Гундеров ИССЛЕДОВАНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ И ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА TiNi В УСЛОВИЯХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ	94
А.А. Чуракова, Э.М. Каюмова ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА $Ti_{49.1}Ni_{50.9}$ В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ	95
А.А. Кудрейко, В.Г. Чигринов СВЕТОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОПТИЧЕСКИ ПЕРЕЗАПИСЫВАЕМОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ БУМАГИ ПРИ МАЛОМ ВРЕМЕНИ ЭКСПОЗИЦИИ АЗОКРАСИТЕЛЯ	96
Ф.С. Попов, Е.А. Чечулина, Д.С. Грибов, П.В. Трусов ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТА ПРЕРЫВИСТОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТРЁХУРОВНЕВОЙ ДИСЛОКАЦИОННО-ОРИЕНТИРОВАННОЙ МОДЕЛИ	97

	Стр.
Vinogradova M., Klyatskina E., Segovia F., Vicente Á., Amigó V., Stolyarov V. CORROSION BEHAVIOUR OF TI-NB-CU AND TI-NB-AG POWDER METALLURGICAL ALLOYS AND THEIR POTENTIAL APPLICATION AS BIOMATERIALS	98
Е.С. Демидова, С.П. Беляев, Н.Н. Реснина, А.В. Шеляков СТАБИЛЬНОСТЬ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ ПРИ ПОВТОРЯЮЩИХСЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖКАХ ПОД НАГРУЗКОЙ	99
Деркач М.А., Шереметьев В.А., Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Рааб Г.И., Прокошкин С.Д. ВЛИЯНИЕ РКУП И ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	100
А.Б. Овсянников, А.А. Андреев, И.В. Мякотина, В.А. Хотинов, О.В. Селиванова ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАСПАДА ПЕРЕОХЛАЖДЕННОГО АУСТЕНИТА СТАЛИ 32Г2ФА ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ	101
Р.А. Басырова, Г.Р. Халикова, В.Г. Трифонов СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	102
Г.И. Бикбаева, Мамонова Д.В., Васильева А.А., Панькин Д.В., Колесников И.Е., Калиничев А.А. Маньшина А.А. ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННОЕ ОСАЖДЕНИЕ ПЕРИОДИЧЕСКИХ СТРУКТУР НА ОСНОВЕ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА ДЛЯ УСИЛЕНИЯ СИГНАЛА КОМБИНАЦИОННОГО РАССЕЯНИЯ СВЕТА	103
Y. Geng, I. Panchenko, S. Konovalov, Yu. Ivanov, X. Chen, E. Rozenshtejn THE RESEARCH OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF Al-5Mg ALLOY FABRICATED BY WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING	104
Е.Д Боргардт, А.О. Черетаева, А.В. Полунин, М.М. Криштал ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СИЛУМИНОВ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ С ДОБАВКОЙ НАНОЧАСТИЦ TiN В ЭЛЕКТРОЛИТ	105
Д.М. Давыдов, Э.Р. Умеров, Е.И. Латухин, А.П. Амосов СВС ПОРИСТЫХ КАРКАСОВ МАХ-ФАЗ Ti_3AlC_2 И Ti_3SiC_2 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ МАРОК ИСХОДНЫХ ПОРОШКОВ	106
О.А. Насибуллина ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ СТАЛИ СТ3 НА РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН	107
Валеева А.Х., Имаев М.Ф. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ОБРАБОТКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	108
Y.H. Wang, S. Konovalov, X.Z. Chen THE RESEARCH OF Cu-6.5% Al ALLOY DEPOSITIED BY WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING	109

	Стр.
Комаров В.С., Карелин Р.Д., Черкасов В.В., Юсупов В.С., Кавалла Р., Хмелевская И.Ю., Прокошкин С.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССОВ СТАТИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА В РАЗНОМ ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ	110
Д.А. Комкова, О.В. Антонова, А.В. Глухов, А.Ю. Волков ПОЛУЧЕНИЕ МАГНИЕВЫХ ПРУТКОВ И УЛЬТРАТОНКИХ ПРОВОЛОК МЕТОДОМ ГИДРОЭКСТРУЗИИ	111
Д.В. Комаров, С.В. Коновалов, Ю.Ф. Иванов, И.А. Панченко, Е.О. Розенштейн ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ ЭИ-893	112
Н.С. Кондратьев, П.В. Трусов ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ С УЧЕТОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	113
С.П. Коноваленко, Т.А. Бедная РЕГРЕССИОННЫЙ АНАЛИЗ И НЕЙРОСЕТЕВОЙ ПОДХОДЫ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ СЕНСОРОВ ГАЗОВ НА ОСНОВЕ ОРГАНИЧЕСКИХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ	114
А.Р. Лебединская ИЗУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКЕ НА ОСНОВЕ МАГНОНИОБАТА СВИНЦА	115
А.Р. Лебединская, А.Г. Рудская ТЕМПЕРАТУРНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ МОДЕЛЬНОГО РЕЛАКСОРА-СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКА $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3$ ИЗ АТОМИСТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	116
А.М. Баязитов, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев СТОЛКНОВЕНИЯ СВЕРХЗВУКОВЫХ N-КРАУДИОНОВ В ОЦК РЕШЕТКЕ ВОЛЬФРАМА	117
В.Р. Вагазов, М.Р. Мардаганиев, Р.Р. Мулюков ЗАЩИТНАЯ СПОСОБНОСТЬ ЛАКОКРАСОЧНОГО ПОКРЫТИЯ, НАНЕСЕННОГО НА ОБЕЗВОЖЕННУЮ ТЕРМОАБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКУЮ ПОВЕРХНОСТЬ	118
Р.Ю. Гайфуллин, Р.А. Асылбаева, И.М. Сафаров, Р.М. Галеев, И.И. Мусабиров МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА В ЛИТОМ И КОВАННОМ СОСТОЯНИИ	119
Л.Х. Галиахметова, С.В. Дмитриев, И.С. Павлов КОЭФФИЦИЕНТ ПОПЕРЕЧНОГО ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ ПУЧКА УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК	120
Э.В. Галиева, Е.Ю. Классман, В.А. Валитов, Р.Я. Лутфуллин, А.А. Бикмухаметова СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ	121
А.А Ганеев, Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев К ВОПРОСУ ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОСТДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	122

	Стр.
Забатурин А. М, М. Ю. Печенкина ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРУБНЫХ ДЕФЕКТОВ U-ОБРАЗНЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ НА ГИДРОДИНАМИЧЕСКИЙ И ТЕПЛООБМЕННЫЙ ПРОЦЕСС	123
Р.И. Зайнуллин, Р.В. Шахов, А.А Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК БОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА СДЖС-15	124
Г.Р. Закирова, Г.Р. Халикова, В.Г. Трифонов СОЗДАНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АК4-1 И АК12 В ПРОЦЕССЕ ТРЕНИЯ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	125
Ю.В. Замараева, Ю.Н. Логинов, М.В. Ерпалов ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1 НА ОСНОВЕ ЗАКРУЧИВАНИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА	126
С.В. Засыпкин, А.И. Иртегов А.И. Брилевский, А.В. Данюк, Д.Л. Мерсон ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Re/Zn В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ НА ИХ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ	127
Р. Р. Ильясов, И. Ш. Валеев, А. Х. Валеева, С. В. Крымский, Е. В. Автократова, О. Ш. Ситдиков, М. В. Маркушев ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕДОСТЬ АЛЮМИНИЯ ДЕФОРМИРОВАННОГО ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ -196°С	128
Р.Р. Ильясов, И.Ш. Валеев, А.Х. Валеева, Крымский С.В., О. Ш. Ситдиков, М.В. Маркушев ОБ ЭФФЕКТЕ СОЧЕТАНИЯ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ	129
Я.Б. Исханова, Д.С. Лисовенко, В.А. Городцов, Ю.А. Баимова АНАЛИЗ КОНСТАНТ УСТОЙЧИВОСТИ ГРАФИНА	130
L.O. Karlova, V. P. Lutoev, B. A. Makeev, S. V. Nekipelov, N. A. Zhuk MAGNETIC SUSCEPTIBILITY, EPR, NEXAFS AND XPS SPECTRA OF Fe-DOPED $CaBi_2Nb_2O_9$	131
Э.М. Каюмова, А.А. Чуракова, О.Р. Латыпов КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА СИСТЕМЫ TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	132
Е.Ю. Классман УПРОЧНЯЮЩАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22	133
В.А. Валитов, И.Ш. Валеев, И.И. Мусабиров, Е.Ю. Классман, А.А. Бикмухаметова, Э.В. Галиева ВЛИЯНИЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61	134
Е.В. Петров, В.О. Копытский, В.С. Трофимов СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СОУДАРЕНИЯ ЧАСТИЦАМИ ПОРОШКА	135
В.О. Копытский, Е.В. Петров, С.Н. Буравова ИССЛЕДОВАНИЕ ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ В БРОНЗОВЫХ СПЛАВАХ БРАЖ9-4 И БРАМЦ9-2	136

	Стр.
О.Е. Корольков, М.А. Пахомов, В.В. Столяров ТЕПЛОВОЙ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТЫ ТОКА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СПЛАВА ВТ6	137
A.G. Mochugovskiy, A.V. Mikhaylovskaya SUPERPLASTICITY OF THE Al-Mg-Si-BASED ALLOY DOPPED WITH Y, Sc AND Zr	138
И.В. Косарев, Ю.А. Баимова АНАЛИЗ УСТОЙЧИВОСТИ ДВУМЕРНЫХ СТРУКТУР НА ПРИМЕРЕ СТАНЕНА	139
Е.А. Ланцев, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев, К.Е. Сметанина ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КОБАЛЬТА	140
Е.А. Ланцев, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев ПОРОШКИ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ КИСЛОРОДА, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНЫМ ПЛАЗМЕННЫМ СПЕКАНИЕМ	141
Лапшихина Е.А., Муслов С.А УПРУГОСТЬ И ГИПЕРУПРУГОСТЬ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ	142
А.А. Леонов, Ю.А. Денисова, В.В. Денисов, М.В. Савчук, В.Н. Тищенко ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ CrN-TiN, ОСАЖДЕННЫХ НА ПОВЕРХНОСТЬ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ Х12МФ	143
А.В. Курилова, А.Ю. Дубовик, М.А. Баранов, К.В. Богданов ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ОКСИДА ГРАФЕНА ЗА СЧЁТ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ, ИНДУЦИРОВАННЫХ ХИМИЧЕСКИМ ТРАВЛЕНИЕМ	144
А.Ю. Малахов, С.А. Серопян, И.В. Денисов, И.В. Сайков ПОЛУЧЕНИЕ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ СЛОИСТОГО МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ВТ1-0 + NiAl	145
V.A. Murav'ev, N.A. Sekushin, S.V. Nekipelov, S.Yu. Kovalenko, A.M. Popov, A.D. Shpynova, N.A. Zhuk XPS-SPECTRA AND ELECTRICAL PROPERTIES OF A NEW $Bi_2NiTa_2O_9$ PYROCHLORE	146
А.А. Мурашов, Н.Н. Берендеев, А.В. Нохрин ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА ПРИМЕРЕ ПТ-3В И ПТ-7М	147
А.Б. Мухамеджанова, А.Г. Мочуговский, А.В. Михайловская ФОРМИРОВАНИЕ ДИСПЕРСОИДОВ С КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ В МАРГАНЕЦСОДЕРЖАЩИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	148
М.Х. Мухаметрахимов МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ВТ22 ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ	149
А.А. Мухаметгалина, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров МИКРОСТРУКТУРА ТИТАНОВОГО ОБРАЗЦА, ПОЛУЧЕННОГО УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ	150
А.А. Мухаметгалина, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ УСИЛИЯ СЖАТИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ	151

	Стр.
Кашаев Р.М., Нагимов М.И. АНИЗОТРОПИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ И ИЗЛОМОВ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННЫХ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ	152
Нагичева Г.С., Нохрин А.В., Берендеев Н.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ У8	153
К.С. Назаров, Г.Ф. Корзникова, Г.Р. Халикова, С.Н. Сергеев, Р.Р. Мулюков ТЕРМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Al И Nb, ПОЛУЧЕННОГО ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ	154
Т.И. Назарова, К.С. Назаров, В.М. Имаев, Р.М. Имаев МОДИФИЦИРОВАНИЕ СПЛАВА Ti-45Al-5Nb-1Mo-0,2B (АТ. %) ДИСПРОЗИЕМ	155
С. Д. Неулыбин, Ю. Д. Щицын, И.П. Овчинников ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ПЛАЗМЕННОЙ МЕТАЛЛИЗАЦИИ ДЛЯ БЫСТРОГО ПРОТОТИПИРОВАНИЯ ИЗДЕЛИЙ	156
М.Г. Нигаматдьянов, Н.В. Чиркунова, М.В. Дорогов НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ АНОДОВ ЛИТИЙ-ИОННЫХ АККУМУЛЯТОРОВ	157
Н.Н. Ниёзбеков, И.В. Сайков, А. Ю. Малахов, И. В. Денисов ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ АМГ6–08Х18Н10Т С ПРОМЕЖУТОЧНЫМ СЛОЕМ ИЗ ВТ1-0	158
В.Г. Кульков, Д.Ш. Норов ОЦЕНКА ТОЛЩИНЫ ИЗМЕНЕННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПО ЧАСТОТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ	159
K. Osintsev, S. Konovalov, V. Gromov, Yu. Ivanov, E. Rozenshtejn, I. Panchenko THE RESEARCH OF MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NON-EQUIATOMIC AlCoCrFeNi HIGH ENTROPY ALLOY FABRICATED WIRE-ARC ADDITIVE MANUFACTURING	160
M.A. Pakhomov, V. Yu. Novikov, E.A. Klyatskina, V.V. Stolyarov TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF NANOCOMPOSITE Al_2O_3 / GRAPHENE	161
М.Ю. Печенкина, Бугай Д.Е. ВЛИЯНИЕ КАТОЛИТА НА ФОРМИРОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	162
Подпружников И.А., Вершинин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ РЕШЕТЧАТОЙ СТРУКТУРЫ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЧАСТОТНОЙ ФИЛЬТРАЦИИ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН	163
П.П. Полякова, Ю.А. Пухачева, Ю.А. Баимова ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТОЙ СТРКТУРЫ Al-Ti ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	164
А.А. Попов, М.С. Болдин, В.Н. Чувильдеев ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИ СТЕПЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ	165

	Стр.
Д.П. Радченко, И.В. Запороцкова, О.А. Какорина, Ю.В. Бутенко, М.С. Чешева ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ МОНОСЛОЯ ПИРОЛИЗОВАННОГО ПОЛИАКРИЛНИТРИЛА, СОДЕРЖАЩЕГО ПАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ АТОМОВ МЕТАЛЛОВ Fe, Co, Ni И АМОРФИЗИРУЮЩУЮ ПРИСАДКУ БОР	166
Д. А. Рыжкова, С. Л. Гафнер, Ю. Я. Гафнер СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРНЫХ МОДИФИКАЦИЙ НАНОКЛАСТЕРОВ Ag_{55} И Ag_{147} РАЗЛИЧНОЙ НАЧАЛЬНОЙ МОРФОЛОГИИ	167
О.А. Руденко, М.Х. Мухаметрахимов, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин ПОЛУЧЕНИЕ ПОЛЫХ СВАРНЫХ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ЛИСТА СПЛАВА ВТ6 В РЕЖИМЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	168
Л.Р. Сафина, Ю.А. Баимова ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА НАНОЧАСТИЦ НИКЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА ГРАФЕН-НИКЕЛЬ	169
Н.С. Семенов, М.А. Мазо, А.В. Вершинин, М.Я. Яковлев ПРИМЕНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ ДВУМЕРНЫХ МЕТАМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СПЕКТРА СОБСТВЕННЫХ ЧАСТОТ	170
И.Е. Семенчук, В.А. Щербаков, А.Н. Грядунов УЛЬТРАТУГОПЛАВКИЙ КОМПОЗИТ (Ti,Zr)C, ПОЛУЧЕННЫЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОТЕПЛОВОГО ВЗРЫВА ПОД ДАВЛЕНИЕМ	171
Ya.D. Sennikova, N.A. Sekushin, S. Yu. Kovalenko, K.D. Koksharova, V.A. Murav'ev, V.V. Panova, A.M. Popov, I. V. Torlopova, D.S. Chirkova, A.D. Shpynova, N.A. Zhuk IONIC PROCESSES IN PYROCHLORE-TYPE $Bi_2Cu_{0.3}Mg_{0.7}Ta_2O_9$	172
И.Р. Сунагатова, Р.Р. Мулюков, А.В. Савин, С.В. Дмитриев РОТОБРИЗЕРЫ В ЦЕПОЧКЕ РОТАТОРОВ НА УПРУГОЙ ПОДВЕСКЕ	173
С.Н. Сучков, К.В. Надараиа, Д.В. Машталяр, С.Л. Синебрюхов, С.В. Гнеденков ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМГ3	174
Р.Р. Тимиряев, Р.Х. Хисамов, Р.Р. Мулюков ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ В ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2С НА ЭРОЗИЮ В МОРСКОЙ ВОДЕ	175
М.А. Токарев, Д.А. Комкова, О.В. Антонова МИКРОСТРУКТУРА МАГНИЯ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	176
Т.В. Трегубова, О.В. Стогней, Татьянина Е.П., И.М. Трегубов МАГНИТОСОПРОТИВЛЕНИЕ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ГРАНУЛЛИРОВАННЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$	177
Д.М. Трофимов, В.М. Имаев, А.А. Ганеев, Н.Ю. Пархимович, Р.М. Имаев ВЛИЯНИЕ Nb, Zr И Zr+Hf НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ β-ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ TiAl СПЛАВОВ	178
А.С. Устюхин, В.А. Зеленский, А.Б. Анкудинов, И.М. Миляев ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КРАТКОВРЕМЕННОГО НАГРЕВА ПЕРЕД ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Fe-30Cr-16Co	179

	Стр.
А.Г. Фазлитдинова, В.А. Тюменцев ИЗМЕНЕНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ГРАФИТА В ПРОЦЕССЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДИСПЕРГИРОВАНИЯ	180
М.Л. Федосеев, С.Н. Петров, О.Ю. Прокошев, А.Х. Исламов ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ СИГМА ФАЗЫ ПРИ ПОМОЩИ НЕЙТРОННОГО РАССЕЯНИЯ И ДИФРАКЦИИ	181
М.М. Филяк, А.Г. Четверикова, О.Н. Каныгина ВЕЙВЛЕТ-ИТЕРПРЕТАЦИЯ МЕЗОСТРУКТУРЫ КАОЛИНИТОВЫХ МАСС РАЗЛИЧНОЙ ВЛАЖНОСТИ	182
А.Р. Халиков, Е.А. Корзникова, С.В. Дмитриев ПЛАНАРНЫЕ СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ТРОЙНЫХ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА A_2BC	183
А.Р. Халиков, С.В. Дмитриев ПЛАНАРНЫЕ СВЕРХСТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_0$ НА БАЗЕ ГЦК РЕШЕТКИ	184
Г.Р. Халикова, Г.Ф. Корзникова, К.С. Назаров, Р.Х. Хисамов, С.Н. Сергеев, Р.У. Шаяхметов, Е.А. Корзникова, Р.Р. Мулюков СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Mg, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧСЕКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	185
M.A. Khimich, E.A. Ibragimov, A.I. Tolmachev, V.V. Chebodaeva, N.A. Saprykina, A.A. Saprykin, Y.P. Sharkeev INFLUENCE OF THERMAL TREATMENT DURATION ON STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF ADDITIVE Co-Cr-Mo ALLOY SAMPLES	186
Р.Х. Хисамов, К.С. Назаров, С.Н. Сергеев, Г.Р. Халикова, Г.Ф. Корзникова, Р.Р. Мулюков ОБЛУЧЕНИЕ ИОНАМИ АРГОНА С ЭНЕРГИЕЙ 5 КЭВ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА Al-Mg, ПОЛУЧЕННОГО ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	187
Р.В. Худобин, Н.К. Балабаев, М.А. Мазо МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ПОДВИЖНОСТИ ПОЛИЭФИРИМИДОВ НА ОСНОВЕ ДИАМИНОВ 6FQDTBDA	188
Н.П. Черезов, Е.В. Петров ПОЛУЧЕНИЕ ГИДРИДОВ ТИТАНА ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ВОДОРОДА МЕТОДОМ СВС	189
Чернова В.В., Э.Р. Бакирова, Е.И. Кулиш ОПТИМИЗАЦИЯ УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА	190
D.G. Chubov, A.G. Mochugovskiy, V.V. Palacheva THE STRUCTURE EVOLUTION AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF Fe-Al-BASED ALLOYS DOPED WITH RARE-EARTH METALS	191
Я.С. Шадрина, А.В. Нохрин, В.Н, Чувильдеев, В.И. Копылов, А.А. Бобров, Н.Н. Берендеев ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОВОДОВ ИЗ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	192

	Стр.
Л.Р. Шайхутдинова, В.М. Имаев, Н.Ю. Пархимович, Д.М. Трофимов, Р.М. Имаев ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТОЙКОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА β-ЗАТВЕРДЕВАЮЩИХ γ-TiAl СПЛАВОВ	193
Р.В. Шахов, Р.И. Зайнуллин, А.А Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	194
Р.В. Шахов, Р.И. Зайнуллин, А.А Ганеев, Ш.Х. Мухтаров, В.М. Имаев ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ НА ТВЕРДЫЙ РАСТВОР НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Re-СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	195
Э.Р. Шаяхметова, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ОБРАЗЦОВ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ ЛИСТОВ НИКЕЛЯ	196
Э.Р. Шаяхметова, А.А. Мухаметгалина, М.А. Мурзинова, А.А. Назаров ИССЛЕДОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКОЙ	197
В.В. Шеховцов, О.Г. Волокитин КОНДЕНСИРОВАННЫЙ ДИОКСИД КРЕМНИЯ В СРЕДЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ	198
V.V. Shunaev, O.E. Glukhova THE GROWTH OF VERTICALLY ALIGNED CARBON NANOTUBES FROM GRAPHENE NANOMESH WITH HOLES OF DIFFERENT GEOMETRY FORM	199
Н.Р. Юсупова, К.А. Крылова МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА 36Н, ПОЛУЧЕННОГО КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	200
О.А. Яковцева, А.А. Кищик, М.Н. Постникова, Р.Ю. Барков, А.В. Михайловская ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Al-Mg-Fe-Ni-Zr-Sc	201
А.Ю. Янц, П.В. Трусов, А.А. Токарев ПРЯМАЯ ФИЗИЧЕСКАЯ УПРУГОВЯЗКОПЛАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ: ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОРИЕНТАЦИЙ И РАЗОРИЕНТАЦИЙ ЗЕРЕН НА ОТКЛИК ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА	202
Л. У. Киеккужина, В. Н. Даниленко ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ОБРАЗЦОВ СИСТЕМЫ Al-Cu ПОЛУЧЕННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	203
Н.В. Чиркунова, Подлеснов Е., М.В. Дорогов СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ TiO_2	204
Д.А, Аксенов, А.А. Назаров, Г.И. Рааб, Р.Н. Асфандияров ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ХРОМОВОЙ БРОНЗЫ И СПЛАВА МА2 ПОСТДЕФОРМАЦИОННОГО УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	204
Р.Н. Асфандияров, Д.А. Аксенов, Г.И. Рааб, М.П. Барышников ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗАГОТОВКИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ФАСОННОГО ПРОФИЛЯ КОНТАКТНОГО ПРОВОДА	206

	Стр.
A.S. Shurshina, M.Yu.Lazdina, E.I.Kulish APPROACHES TO OBTAINING MATERIALS BASED ON SOME POLYSACCHARIDES WITH REGULATED PROPERTIES	207
Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Барышников М.П., Бирюкова О.Д., Носов Л.В., Кожемякина А.Е., Песин И.А. , Грачев Д.В. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АСИММЕТРИЧНОЙ И СИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6	208
Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Барышников М.П., Носов Л.В., Рааб А.Г., Кожемякина А.Е., Песин И.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АСИММЕТРИЧНОЙ И СИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКИ СТАЛЬНЫХ ЛИСТОВ	209
Мустакимов Р.А., Базунова М.В. ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ ЛЕКАРСТВЕННОГО ВЕЩЕСТВА ИЗ ПЛЕНОЧНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРНОГО КОМПЛЕКСА	210
Рааб А.Г., Песин А.М., Рааб Г.И. ВЛИЯНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ВАЛКОВ НА ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ АСИММЕТРИЧНОЙ ПРОКАТКЕ	211
Vas.Vl. Astanin, D.V. Gunderov, V.V. Titov INFLUENCE OF HPT ON DEFORMATION BEHAVIOR OF VIT105 BULK METALLIC GLASS REVEALED BY JOINT INDENTATION	212
Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Фаизов И.А. НЕТИПИЧНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Cu-0.6Cr-0.1Zr ПРИ ОБРАБОТКЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	213
М.А. Фатыхов, Р.Г. Абдеев, Р.И. Саитов ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОС МАТЕРИАЛОВ НЕФТЕГАЗОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В РАДИОЧАСТОТНОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ	214
Батенькова А. С., Курлов А. С. ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК Al И С НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТВЕРДОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО WC	215
Киракосян Л.Г., Чижмаков Е.А., Поляков Д.И., Пивоваров А.А., Муслов С.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ ЗУБНЫХ ПРОТЕЗОВ	216

Научное издание

ФИЗИКА И ТЕХНОЛОГИИ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ – 2021

(PHYSICS AND TECHNOLOGY OF ADVANCED MATERIALS – 2021)

Сборник тезисов докладов
Международной конференции
(г. Уфа, 5 – 8 октября 2021 г.)

Публикуется с представленных авторами оригиналов

Лицензия на издательскую деятельность
ЛР № 021319 от 05.01.99 г.

Подписано в печать 23.09.2021 г. Формат 60x84/16.
Усл. печ. л. 13,46. Уч.-изд. л. 14,04.
Тираж 300 экз. (1-й завод 28 экз.). Изд. № 63. Заказ 290.

Редакционно-издательский центр
Башкирского государственного университета
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

Отпечатано на множительном участке
Башкирского государственного университета
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.