

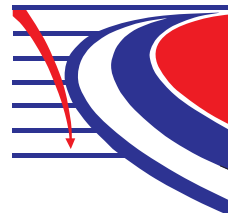


**Уральский
федеральный
университет**

имени первого Президента
России Б.Н.Ельцина

**Институт новых материалов
и технологий**

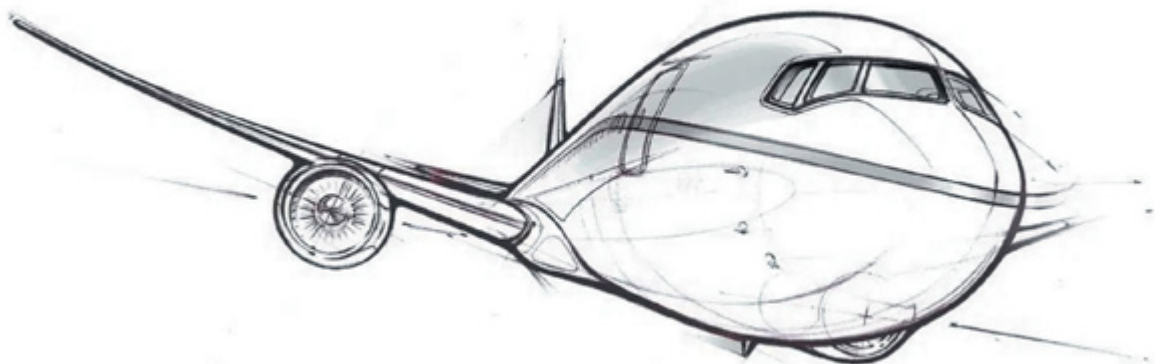
**КАФЕДРА
ТЕРМООБРАБОТКИ
И ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ**



МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОФИЗИКА ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

Сборник материалов и докладов
IV международной школы для молодежи
«Материаловедение и металлофизика легких сплавов»

Екатеринбург,
18–20 июня 2019 г.



Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации

Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

Ключевой Центр превосходства «Материаловедение перспективных
металлсодержащих материалов и технологий их обработки»

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОФИЗИКА ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

MATERIAL SCIENCES AND PHYSICS OF METALS OF LIGHT-WEIGHT ALLOYS

Сборник материалов и докладов

IV Международная школа для молодежи
«МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
И МЕТАЛЛОФИЗИКА ЛЕГКИХ СПЛАВОВ»

(Екатеринбург, 18–20 июня 2019 г.)

Екатеринбург
Издательство Уральского университета
2019

УДК 669.017(06)

ББК 34.2я431

М34

Рецензенты:

кафедра физики ФГБОУ ВО «Уральский государственный горный университет» (завкафедрой, проф., д-р физ.-мат. наук *И. Г. Кориунов*);

проф., д-р физ.-мат. наук *В. Г. Пушкин*, руководитель отдела электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов», гл. науч. сотр. (Институт физики металлов УрО РАН)

Председатель редколлегии — проф., д-р техн. наук *А. А. Попов*

Зампредседателя редколлегии — академик РАН *В. М. Счастливцев*

Ответственный за выпуск — аспирант *А. О. Слукина*

Редакционная коллегия:

проф., д-р техн. наук *М. Л. Лобанов*; проф., канд. техн. наук *С. Л. Демаков*; доц., канд. хим. наук *Н. Г. Россина*; доц., канд. техн. наук *А. Г. Илларионов*; доц., канд. техн. наук *С. В. Беликов*; доц., канд. техн. наук *О. Ю. Корниенко*; доц., канд. техн. наук *М. С. Карабаналов*; доц., канд. техн. наук *С. В. Гриб*; доц., канд. техн. наук *А. С. Юровских*; доц., канд. техн. наук *Ф. В. Водолазский*; доц., канд. техн. наук *С. И. Степанов*; доц., доц., канд. техн. наук *М. А. Жиякова*; доц., канд. техн. наук *Н. А. Попов*; канд. техн. наук *А. Ю. Жияков*; канд. техн. наук *М. А. Зорина*; аспирант *К. И. Луговая*; аспирант *С. В. Данилов*; аспирант *Я. А. Кылосова*; аспирант *Н. А. Баранникова*; аспирант *Р. И. Петров*; аспирант *А. А. Коренев*; аспирант *М. А. Шабанов*

Материаловедение и металлофизика легких сплавов = Material sciences and physics of metals of light-weight alloys : сборник материалов и докладов IV Международной школы для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов» (Екатеринбург, 18–20 июня 2019 г.) ; Мин-во науки и высш. образования РФ. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2019. — 232 с. : ил.
ISBN 978-5-7996-2759-1

Сборник содержит доклады о достижениях молодых ученых, аспирантов и студентов в области материаловедения легких сплавов и освещает актуальные проблемы развития, обработки, создания и исследования новых металлических и композиционных материалов и покрытий для авиакосмической, морской и других отраслей промышленности.

Сборник предназначен для научных работников в сфере материаловедения, аспирантов и студентов, интересующихся данной тематикой.

УДК 669.017(06)

ББК 34.2я431

При финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 16-38-10352) и Программы повышения конкурентноспособности УрФУ (№ закупки 5.1.1.133.с3.з1–16)

Ответственность за содержание и оформление публикуемых материалов несут авторы докладов.

ISBN 978-5-7996-2759-1

© Уральский федеральный университет, 2019

Reviewers:

department of physics, Ural State Mining University (head of the department— professor, doctor of physical and mathematical sciences *G. I. Korshunov*);

professor, doctor of physical and mathematical sciences *V. G. Pushin*, Head of the laboratory of metallurgical science of non-Ferrous (Institute of Metal Physics UB RAS)

Publication editor — prof., doctor of tech. science *A. A. Popov*

Deputy publication editor — academic RAS *V. M. Schastlivtsev*

Responsible for release — post-graduate student *A. O. Slukina*

Editorial staff:

prof., doctor of tech. science *M. L. Lobanov*; prof., doctor of tech. science *S. L. Demakov*; associate professor, PhD in Chemical Science *N. G. Rossina*; associate professor, PhD in Technical Sciences *A. G. Illarionov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *S. V. Belikov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *O. Yu. Kornienko*; associate professor, PhD in Technical Sciences *M. S. Karabanalov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *S. V. Grib*; associate professor, PhD in Technical Sciences *A. S. Yurovskikh*; associate professor, PhD in Technical Sciences *F. V. Vodolazsky*; associate professor, associate professor, PhD in Technical Sciences *S. I. Stepanov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *M. A. Zhilyakova*; associate professor, PhD in Technical Sciences *N. A. Popov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *A. Yu. Zhilyakov*; associate professor, PhD in Technical Sciences *M. A. Zorina*; post-graduate student *K. I. Lugovaya*; post-graduate student *S. V. Danilov*; post-graduate student *Ya. A. Kylosova*; post-graduate student *N. A. Barannikova*; post-graduate student *R. I. Petrov*; post-graduate student *A. A. Korenev*; post-graduate student *M. A. Shabanov*

Material sciences and physics of metals of light-weight alloys : conference proceedings M34 of IV International school for youth scientists «MATERIAL SCIENCES AND PHYSICS OF METALS OF LIGHT-WEIGHT ALLOYS» (Yekaterinburg, 18–20 June 2019). — Yekaterinburg: Ural University, 2019. — 232 p.

ISBN 978-5-7996-2759-1

Conference proceedings contains papers about the achievements of young scientists, graduate students and students in the field of materials science of light alloys. The papers highlight current issues of development, processing, creation and research of new metal and composite materials and coatings for aerospace, marine and other industries.

Conference proceedings are addressed to material science researchers, graduate students and students interested in this subject.

Authors of reports are responsible for the content and design of published materials.

**СЕКЦИЯ 1. СВОЙСТВА
ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО
И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ**

УДК 669.295:661.882

**В. П. Кузнецов¹, Ф. В. Водолазский^{1*}, С. М. Илларионова¹,
Н. А. Баранникова¹, Я. И. Космацкий², А. А. Колотыгин¹,
Л. Н. Кириллова¹, Д. Ф. Шараева¹**

¹Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

² Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности,
г. Челябинск

*f. v.vodolazskiy@urfu.ru

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В СЕЧЕНИИ ГИЛЬЗЫ ИЗ СПЛАВА ПТ-7М ПОСЛЕ ЭКСПАНДИРОВАНИЯ

Методами структурного анализа, микроиндентирования изучено изменение структуры, микротвердости и контактного модуля упругости в продольном, поперечном сечении трубной заготовки (гильзы) из сплава ПТ-7М (Ti-2.2Al-2.5Zr, мас. %) после экспандирования. Показано, что экспандирование способствует измельчению макро- и микрзерна у внутренней поверхности и в центральной части гильзы за счет инициирования процессов рекристаллизации. Установлена взаимосвязь между изменением структурного состояния в разных областях изученных сечений гильзы с формируемым в них уровнем микротвердости и контактного модуля упругости.

Ключевые слова: титановый сплав ПТ-7М, экспандирование, макроструктура, микроструктура, текстура, микротвердость, модуль упругости.

**V. P. Kuznetsov, F. V. Vodolazskiy, S. M. Illarionova, N. A. Barannikova,
Ya. I. Kosmatskiy, A. A. Kolotygin, L. N. Kirillova, D. F. Sharaeva**

CHANGE OF STRUCTURE AND PROPERTIES THROUGH SECTION OF SHELL-BILLET FROM PT-7M ALLOY AFTER EXPANDING

In this paper the macro-, microstructure, the hardness and the Young modulus for the shell-billet of the PT-7M (Ti-2.2Al-2.5Zr, wt. %) alloy after expanding was studied. It was shown the expanding resulted to grain refinement near inner surface

of the billet due to the recrystallization. The relationship between the structure through sections, the hardness and the young modulus of elasticity was established.

Keywords: titanium alloy PT-7M, expanding, macrostructure, microstructure, texture, hardness, young modulus.

Сплав ПТ-7М (Ti-2.2Al-2.5Zr (мас. %)) относится к деформируемым α -сплавам [1] и используется преимущественно для изготовления труб для трубопроводов, работающих при комнатной и повышенных (до 400–450 °С) температурах в агрессивных средах [2–4]. При производстве бесшовных труб, перед горячим прессованием, применяется операция экспандирования, которая заключается в расширении центрального отверстия в предварительно сверленной трубной заготовке с помощью наконечника иглы специальной формы на прошивных прессах [5]. В ходе экспандирования происходит горячая пластическая деформация, которая может привести к трансформации структуры и свойств по сечению исходной сверленной заготовки. В работе [6] нами показано, что в горячекованой трубной заготовке из титанового α -сплава ПТ-7М возможно формирование не полностью проработанной по сечению макро-, микроструктуры, приводящее к характерному изменению твердости. В данной работе показано влияние операции экспандирования на структуру и свойства исследованной в работе [6] трубной заготовки из сплава ПТ-7М.

Материалом исследования служил темплет, отрезанный от трубной заготовки из сплава ПТ-7М [6], подвергнутой сверлению и экспандированию наконечником \varnothing 86 мм при температуре 850 °С на АО «Волжский трубный завод». В работе использовали следующие виды анализа: макроструктурный — визуально с использованием метода шкал [7], микроструктурный — с помощью микроскопа OLYMPUS GX51, рентгеноструктурный фазовый (РСФА) — на дифрактометре Bruker D8 Advance в медном K_{α} -излучении, микроиндентирование с определением микротвердости по Виккерсу и контактного модуля упругости с помощью прибора MHTX CSM Instruments по методике В. С. Оливера и Г. М. Фарра [8] при нагрузке 9 Н.

Макроструктура и микроструктура гильзы после экспандирования при температуре 850 °С сплава ПТ-7М имеет более однородную структуру по сечению по сравнению с исходной заготовкой, рис. 1, 2. Структура внешних слоев не претерпела значительных изменений и имеет 1...2-й балл согласно шкале макроструктур [7]. Структура централь-

ных и внутренних слоев гильзы измельчилась в ходе экспандирования за счет деформации и последующей рекристаллизации. Центральные слои характеризуются 4...5-м баллом согласно шкале макроструктур по сравнению с 7...8-м баллом у заготовки до экспандирования, внутренние слои — 1...2-м баллом по сравнению с 7...8-м баллом. Границы зерен, как в продольном направлении, имеют зубчатость, которая характерна для протекания процессов динамической рекристаллизации в ходе деформации, в данном случае при экспандировании, рис. 2.



Рис. 1. Макроструктура темплета после экспандирования в продольном сечении (без увеличения)

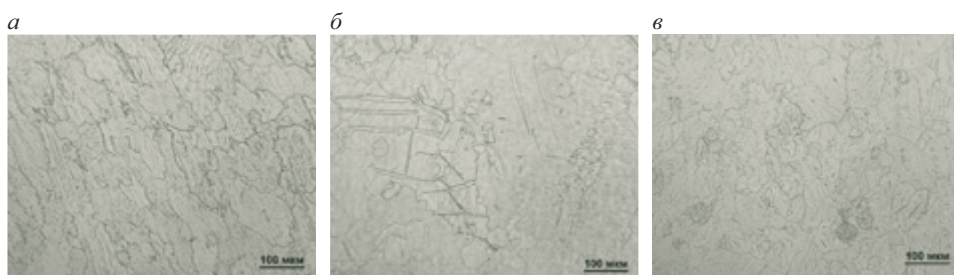


Рис. 2. Микроструктура гильзы из сплава ПТ-1 М в продольном сечении: *а* — внутренняя поверхность; *б* — центр; *в* — внешняя поверхность

На дифрактограммах, снятых в продольном и поперечном сечении, присутствуют только линии α -фазы, имеющие периоды $a = 0.294\ 69 (\pm 0.000\ 03)$ нм, $c = 0.468\ 84 (\pm 0.000\ 13)$ нм и параметр $c/a = 1.5911$, рис. 3. Сравнительный анализ интенсивностей линий на дифрактограммах, снятых с разных сечений гильзы (продольного и поперечного), показал, что после экспандирования наблюдается текстура тангенциальной призмы $\{0001\}TH\langle 10-10\rangle OH + \{0001\}TH\langle 11-20\rangle OH$, которая является типичной текстурой для деформированных α -титановых сплавов [9]. Наличие такого рода текстуры приводит к анизотропии модуля упругости, в тангенциальном направлении $E_{TH} = 105 (\pm 2)$ ГПа, в осевом направлении $E_{OH} = 110 (\pm 2)$ ГПа. Более высокие значения

модуля упругости в продольном сечении определяются большим количеством в этом сечении зерен с ориентировкой 0002, то есть вдоль периода «с» в ГПУ-решетке α -фазы, которое характеризуется максимальным значением модуля упругости [10].

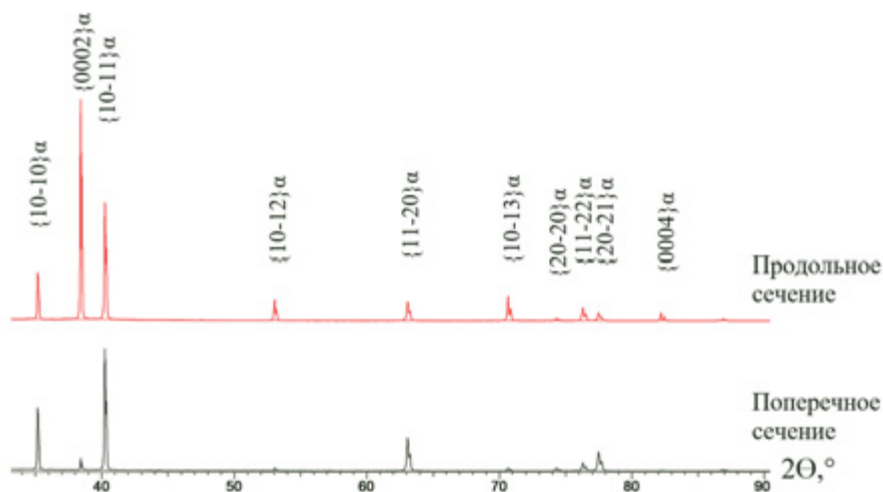


Рис. 3. Дифрактограммы, снятые с образцов, вырезанных вблизи внешней поверхности, центра, внутренней поверхности гильзы

Для микротвердости, как и для модуля упругости, характерно, что усредненное значение микротвердости по сечению в продольном направлении 255 HV выше, чем по сечению в поперечном направлении (230 HV).

*Исследование выполнено за счет гранта
Российского научного фонда (проект № 18-79-10107)*

Литература

1. Титановые сплавы для морской техники / И. В. Горынин [и др.]. СПб. : Политехника, 2007. 387 с.
2. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшкин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник. М. : ВИЛС-МАТИ, 2009. 520 с.
3. Моисеев В. Г. Титан в России // МиТОМ. 2005. № 8. С. 23–29.
4. Ушков С. С., Кудрявцев А. С., Карасев Э. А. Титановые сплавы в судостроении и морских сооружениях // Титан. 2002. № 1. С. 44–49.

5. Баричко Б. В., Космацкий Я. И., Панова К. Ю. Технология процессов прессования : учебное пособие. Челябинск : Издательский центр ЮУрГУ, 2011. 70 с.
6. Взаимосвязь структуры и свойств по сечению крупногабаритной заготовки из титанового сплава ПТ-7 М / Ф. В. Водолазский, С. М. Илларионова, Н. А. Баранникова, Е. А. Горностаева, Я. И. Космацкий, А. Г. Илларионов // XIX Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металловедов — молодых ученых : сборник трудов. Екатеринбург : УрФУ, 2018. С. 210–219.
7. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / под ред. Глазунова С. Г., Колачева Б. А. М. : Металлургия, 1980. 464 с.
8. Oliver W. C., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // Journal Materials Research. 1992. Vol. 7. № 6. P. 1564–1583.
9. Структура и свойства горячепрессованной трубы из сплава Ti–3Al–2,5V / И. Ю. Пышминцев, Я. И. Космацкий, Е. А. Филяева, А. Г. Илларионов, Ф. В. Водолазский, Н. А. Баранникова // Металлург. 2018. № 4. С. 70–75.
10. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М. : Металлургия, 1979. 512 с.

УДК 669.295.018.4-17

Н. С. Менлышева *, Д. С. Белинин, А. Н. Юрченко

Пермский национально исследовательский политехнический университет,
г. Пермь

**nadezhda.menlysheva@yandex.ru*

МИКРОСТРУКТУРА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ

Проанализирована структура, микротвердость и микродефекты зоны сплавления, зоны термического влияния и зоны литого состояния титанового сплава ВТ-20 после многослойной наплавки.

Ключевые слова: титановый сплав, структура, многослойная наплавка, зерно, аддитивные технологии.

N. S. Menlysheva, D. S. Belinin, A. N. Iurchenko

MICROSTRUCTURE OF A TITANIUM ALLOY AFTER A MULTILAYER SURFACING

The structure of the microhardness and microdefects of the fusion zone, the heat-affected zone, and the cast-state zone of the VT-20 titanium alloy after multilayer surfacing is analyzed.

Keywords: titanium alloy, structure, multilayered surfacing, grain, additive technologies.

Титановые сплавы являются одними из важных термостойких материалов, используемых в различных отраслях машиностроения. Сварка данных материалов является неотъемлемым процессом при производстве деталей и механизмов [1]. Важным критерием годности деталей является структура, которую необходимо контролировать после термического воздействия. Особенно актуально исследование структуры в процессе применения аддитивных технологий, которые в настоящее время развиваются большими темпами.

Исследуемым материалом был выбран титановый сплав ВТ-20. Из сплава ВТ-20 была изготовлена подложка и проводилась много-

слоистая наплавка на оборудование для многослойной дуговой наплавки в камере с контролируемой атмосферой типа ВКС-1. Источник питания — Неон ВД-201 АД. Сварочный ток — 90 А. Диаметр проволоки ВТ-20 — 1.6 мм. В итоге была получена заготовка, которая представлена на рис. 1. Анализ структуры титанового сплава проводили с использованием светового микроскопа Olympus GX-51, оснащенного программным комплексом Olympus Stream Motion 1.8. Травление проводили методом погружения в реактиве, состоящем: из 10 см³ фтористоводородной кислоты (ГОСТ 10484–78), 10 см³ азотной кислоты (ГОСТ 4461–77) и 80 см³ дистиллированной воды. Измерение микротвердости подложки и наплавки проводили на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 50.

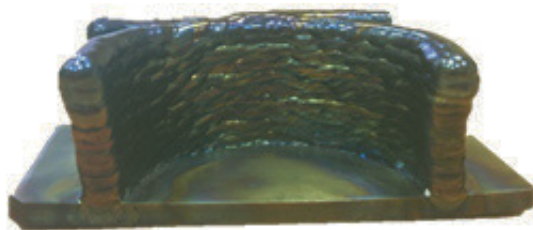


Рис. 1. Общий вид выращенного образца после многослойной наплавки на титановую подложку

В результате наплавки происходит тепловое воздействие на всю толщину подложки (рис. 2, *a*). В процессе нагрева следы деформации, которые сохранились на правой части подложки, исчезают по всей ее толщине и формируется структура, состоящая из бывших зерен β -фазы с α -оторочкой по границам зерен (рис. 2, *a* и 2, *в*). Внутри зерен располагаются произвольно направленные, с различным количеством, в большей и меньшей степени выраженные колонии α -фазы (рис. 2, *в*). Форма бывших зерен β -фазы близка к равноосной, а средний размер зерен находится в диапазоне 200...800 мкм. Максимальный размер зерна наблюдается вблизи зоны сплавления, а минимальный — у края подложки. Размер колоний α -фазы изменяется в пределах 10...250 мкм.

Микротвердость титановой подложки находится на уровне 250–400 HV. Значение микротвердости зависит от размера α -пластин, толщина которых варьируется от 1...2 до 8...9 мкм. Следовательно, повышению уровня микротвердости способствует уменьшение толщины α -пластин, а снижению уровня микротвердости — увеличение ее толщины.

В зоне сплавления обнаружено некоторое количество микропор (рис. 2, б) диаметром 20...70 мкм. В отличие от подложки, в наплавленных слоях зерна имеют преимущественно вытянутую форму (рис. 2, а). Вблизи зоны сплавления длина зерен находится на уровне 0.275...3.0 мм, а ширина — 0.275...1.0 мм. Увеличение количества слоев наплавки приводит к образованию зерен заметно бóльших размеров, которые достигают 10 мм в длину и 4 мм в ширину. Кроме того, зерна прорастают через слои и вытягиваются в сторону увеличения количества слоев (рис. 2, а). Периодически встречаются полосы структурной неоднородности, распространяющиеся на всю ширину наплавки (рис. 2, а и 2, з). Появление полос со структурной неоднородностью обусловлено, по-видимому, различием в скорости кристаллизации литого титанового сплава. Для литого состояния в данном случае является типичным строение α -фазы в виде корзиночного плетения (рис. 2, д-е). Стоит отметить, что в зоне сплавления наблюдается прорастание зерна из наплавки в подложку (рис. 2, ж).

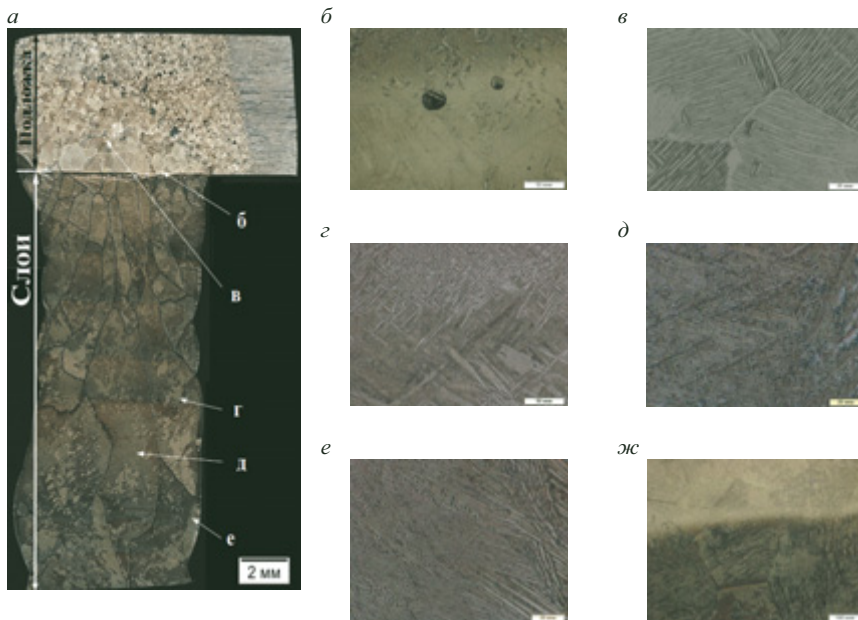


Рис. 2. Микроструктура титанового сплава VT-20:

а — панорама подложки и слоев; *б* — микропоры вблизи зоны сплавления;
в — α -оторочка и различно ориентированные колонии α -фазы; *г* — структурная неоднородность; *д* — типичная структура наплавки; *е* — структура вблизи края наплавки; *ж* — прорастание зерна от наплавки к подложке

В итоге структура титанового сплава ВТ-20 в зоне термического влияния и в наплавленных слоях является типичной для ВТ-20, как показано в источнике [2], однако она может видоизменяться при увеличении количества слоев наплавки. Присутствие единичных микродефектов в виде микропор в зоне сплавления говорит о достаточно высоком качестве аргоно-дуговой наплавки титанового сплава.

Литература

1. Гнюсов С. Ф., Оришич А. М. Структурно-фазовое состояние и механические свойства сварных соединений при лазерной сварке титана и нержавеющей стали // Известия Томского политехнического университета. 2012. Т. 321. № 2. С. 94–99.
2. Металлография титановых сплавов / Н. Ф. Аношкин [и др.]. М. : Металлургия, 1980. 464 с.

УДК 669.71

А. А. Юдахина*, В. У. Казыханов, М. Ю. Мурашкин

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

**a.yudahina@mail.ru*

Научный редактор — канд. техн. наук *М. Ю. Мурашкин*

МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ КРУЧЕНИЕМ

В данной работе рассмотрено влияние температуры интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) на микроструктурные характеристики и микротвердость сплава Al-Zn-Mg-Zr. Показано, что в исследованном диапазоне температур ИПДК приводит к формированию в материале ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и наноразмерных частиц упрочняющей фазы $MgZn_2$. Установлено, что эволюция микроструктурных характеристик хорошо коррелирует со значениями микротвердости.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, интенсивно пластическая деформация кручением, размер зерна, наноразмерные частицы, микротвердость.

A. A. Yudakhina, V. U. Kazykhanov, M. Yu. Murashkin

MICROSTRUCTURE AND STRENGTH OF Al-Zn-Mg-Zr ALLOY PROCESSED BY HIGH PRESSURE TORSION

In this research, the effect of the high-pressure torsion (HPT) temperature on the microstructural characteristics of Al-Zn-Mg-Zr alloy is considered. It is shown, that in the temperature range studied, SPD leads to the formation in the material of the ultrafine-grained (UFG) structure and nanoscale particles of the hardening phase $MgZn_2$. It has been established that the evolution of microstructural characteristics correlates well with the values of microhardness.

Keywords: aluminum alloy, high-pressure torsion, grain size, nanoscale particles, microhardness.

Сплавы системы Al-Zn-Mg-Zr относят к классу высокопрочных алюминиевых сплавов с широким спектром применений. Из-

вестно, что методами интенсивной пластической деформации (ИПД) достигаются высокие прочностные характеристики за счет измельчения зерна до нанометрического диапазона размеров. В процессе ИПД могут образовываться разного рода дисперсные частицы, которые также оказывают заметное влияние на физико-механические свойства сплавов на основе алюминия.

Цель данной работы — установить влияние температуры ИПДК на микроструктурные характеристики и микротвердость сплава системы Al-4.8Zn-1.2Mg-0.14Zr (вес. %). Перед ИПДК образцы сплава были подвергнуты отжигу при 470 °С с последующей закалкой через воду. ИПДК проводилась при давлении 6 ГПа, количестве оборотов подвижной наковальни 10 как при комнатной температуре (КТ), так и при температуре 120 и 170 °С.

Установлено, что ИПДК приводит к образованию УМЗ-структуры и монотонному росту среднего размера зерна с повышением температуры деформационной обработки (рис. 1, а, б). Параметры микроструктуры, сформированной в сплаве, определенные методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА), представлены ниже в таблице.

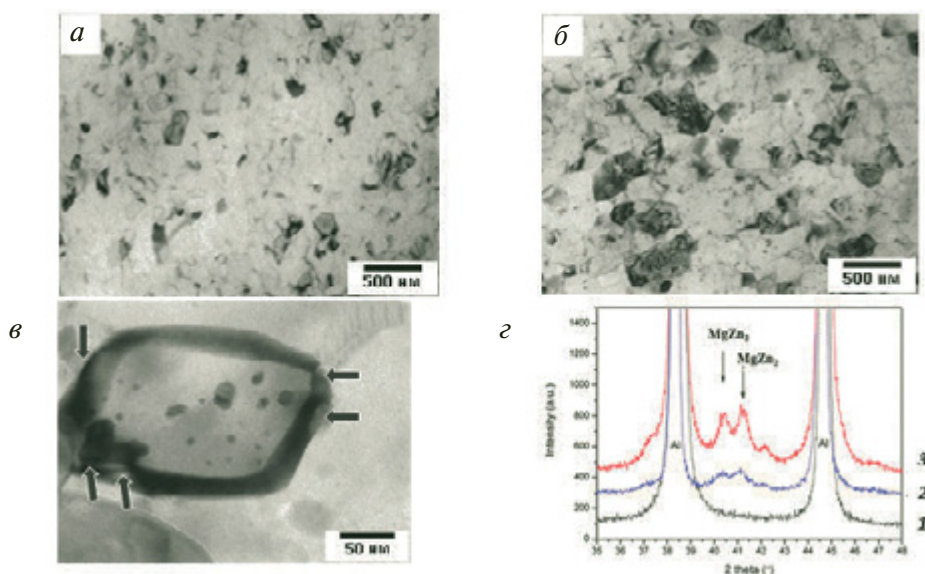


Рис. 1. Типичные изображения микроструктуры после ИПДК при КТ (а), ИПДК при 170 °С (б, в) и рентгенограммы (г), полученные с образцов после ИПДК при КТ (1), 120 °С (2) и 170 °С (3)

Наряду с ультрамелкими зёрнами, в микроструктуре сплава, сформированной в результате ИПДК при 120 и 170 °С, было отмечено образование дисперсных частиц. Их распределение по размерам носит негомогенный характер. Более крупные частицы сферической формы размером 9...24 нм располагаются преимущественно по границам зёрен и в их тройных стыках (указаны стрелками на рис. 1, в), а частицы диаметром в несколько нанометров — внутри зерна. С помощью РСА определено, что обнаруженные в УМЗ-структуре частицы принадлежат метастабильной упрочняющей фазе $MgZn_2$ (рис. 1, з).

Характеристики микроструктуры образцов сплава Al-Zn-Mg-Zr после обработки ИПДК при разных температурах

| Температура ИПДК, °С | Средний размер зерна, нм | Средний размер частиц, нм | Средний размер области когерентного рассеяния, нм | Плотность дислокаций ρ , m^{-2} |
|----------------------|--------------------------|---------------------------|---|--|
| КТ | 176 (± 13) | — | 93 (± 1) | $1.2 \cdot 10^{14}$ |
| 120 | 195 (± 33) | 14 (± 3) | 130 (± 3) | $7.9 \cdot 10^{13}$ |
| 170 | 234 (± 32) | 20 (± 2) | 163 (± 3) | $3.5 \cdot 10^{13}$ |

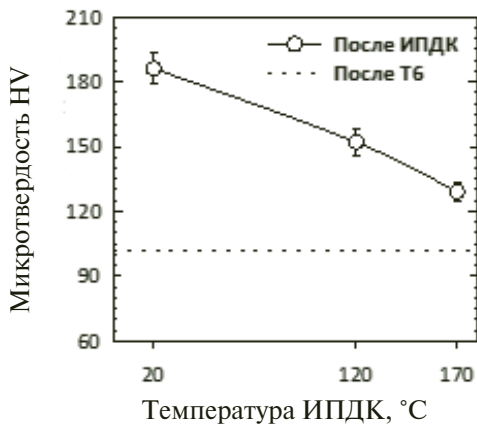


Рис. 2. График зависимости микротвердости HV от температуры ИПДК

Измерения микротвердости УМЗ-образцов показали, что ее значения хорошо коррелируют с изменениями микроструктурных параметров сплава. Установлено, что максимальное упрочнение (HV 186 (± 7)) материал демонстрирует в УМЗ-состоянии с наименьшим размером зерна и максимальной плотностью дислокаций (см. таблицу и рис. 2). Достигнутый уровень микротвердости в УМЗ-сплаве примерно на 80 % выше его HV после стандартной упрочняющей обработки Т6.

Данные исследования выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках соглашения о предоставлении субсидии № 14.586.01.0061 (уникальный идентификатор проекта RFMEFI58618X0061).

УДК 669.71

Р. Ю. Барков*, А. В. Поздняков

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва

**barkov@isis.ru*

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Y-Sc

Исследована микроструктура и механические свойства новых сплавов Al-Y-Sc с высокой термостойкостью и электропроводностью. В литой микроструктуре сплавов обнаружены эвтектические частицы фазы Al_3Y размером 100...200 нм. Хорошее сочетание прочности, пластичности и электропроводности исследуемого сплава Al-0.2Y-0.2Sc делает его перспективным материалом для электрических проводников.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, скандий, иттрий, рекристаллизация, механические свойства, электропроводность.

R.Yu. Barkov, A. V. Pozdniakov

MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NOVEL Al-Y-SC ALLOYS

Microstructure and mechanical properties of a novel high thermal stability and electrical conductivity Al-Y-Sc alloys was investigated. Eutectic Al_3Y phase particles with size in 100...200 nm were found in the as cast microstructure of the alloys. Good combination of strength, plasticity and electrical conductivity of the investigated Al-0.2Y-0.2Sc alloy make it a promising material for electrical conductors.

Keywords: aluminium alloys, scandium, yttrium, recrystallization, mechanical properties, electrical conductivity.

Скандий в алюминиевых сплавах является наиболее эффективной добавкой для достижения большого упрочняющего эффекта при отжиге литых образцов [1]. Образование наноразмерных частиц Al_3Sc после отжига обеспечивает сохранение нерекристаллизованной структуры в большом диапазоне температур после отжига

деформированных сплавов [1]. Наиболее популярной системой для развитых электрических проводников является Al-Zr-Sc благодаря высокой прочности, термостойкости и хорошей электропроводности сплавов [2]. Иттрий значительно ускоряет кинетику зарождения [3], приводит к повышению термостойкости сплавов при отжиге при 250...370 °С и устраняет негативное влияние примесей железа и кремния [4]. Дисперсоиды Al₃(Zr, Y) повышают температуру рекристаллизации и проявляют более высокую устойчивость к росту по сравнению с частицами Al₃Zr [3].

Твердый раствор алюминия и обогащенные иттрием фазы (фаза Al₃Y в соответствии с тройной фазовой диаграммой [5]) присутствуют в исследуемых сплавах в литом состоянии (рис. 1, а, б). Частицы фазы Al₃Y расположены на границах зерен и образуются в виде эвтектических частиц круглой формы на границах дендритных ячеек (рис. 1, а). Размер частиц Al₃Y составляет около 100...200 нм. Скандий гомогенно распределен в твердом растворе (рис. 1, а, б).

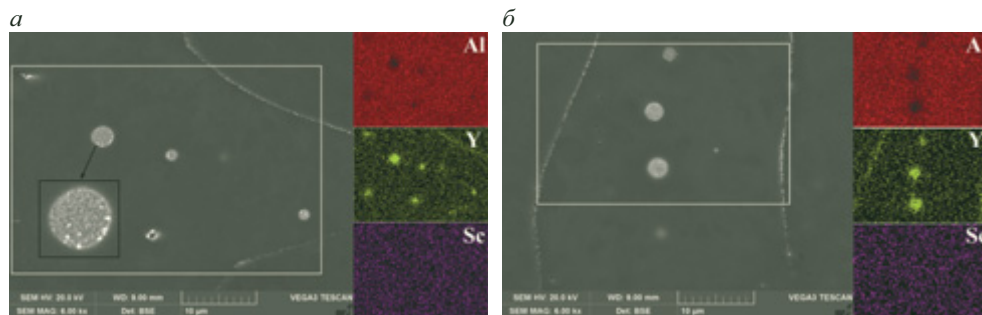


Рис. 1. Микроструктура сплавов AlYSc005 (а) и AlYSc02 (б) в литом состоянии

На рис. 2 представлена микроструктура и результаты измерения твердости деформированных образцов, отожженных при разных температурах в течение 1 ч. Значительное снижение твердости отмечено после 1 ч отжига при 450 °С. Температура рекристаллизации сплавов AlYSc005 и AlYSc02 находится в диапазоне 350...450 °С и 450...550 °С соответственно (рис. 2, а, б). Отжиг при температурах менее 350 °С демонстрирует небольшое снижение HV через 0.5 ч. Увеличение времени до 7 ч не изменило значения твердости за счет фиксации дислокаций и границ зерен частицами L1₂ и эвтектическими части-

цами фазы Al_3Y . Результаты испытаний на растяжение представлены в табл. 1.

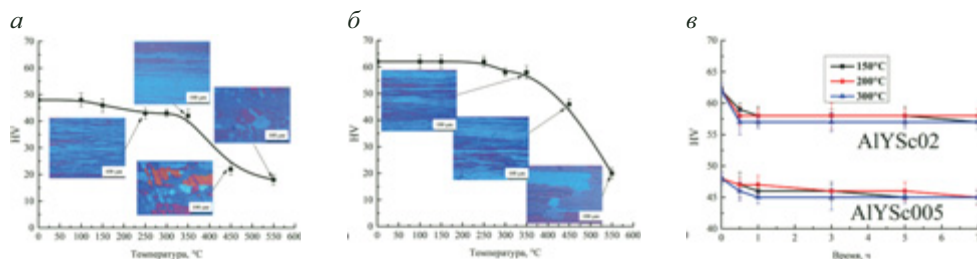


Рис. 2. Кривые твердости HV (*a*, *б* — температурные зависимости после часового отжига; *в* — временные зависимости) отжигаемых после прокатки сплавов AlYSc005 (*a*) и AlYSc02 (*б*)

Таблица 1

Результаты испытаний на растяжение исследуемых сплавов

| Состояние | AlYSc005 | | | AlYSc02 | | |
|---------------------|----------------------|------------------|--------------------|----------------------|------------------|--------------------|
| | $\sigma_{0.2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | $\sigma_{0.2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % |
| Деформ. | 146 (± 1) | 156 (± 2) | 10.2 (± 0.4) | 186 (± 2) | 201 (± 1) | 11.8 (± 0.2) |
| Отжиг 200 °С 5 ч | 132 (± 2) | 144 (± 2) | 12.6 (± 0.2) | 174 (± 1) | 194 (± 1) | 12.2 (± 0.4) |
| Отжиг 200 °С 7 ч | 133 (± 2) | 145 (± 1) | 12.2 (± 0.8) | 178 (± 1) | 200 (± 1) | 15.1 (± 0.8) |
| Отжиг 300 °С 5 ч | 129 (± 4) | 140 (± 3) | 17.1 (± 0.8) | 177 (± 2) | 199 (± 3) | 15.2 (± 0.4) |
| Отжиг 300 °С 7 ч | 127 (± 4) | 138 (± 5) | 16.2 (± 0.2) | 183 (± 3) | 202 (± 2) | 15.8 (± 0.3) |

Электропроводность сплава AlYSc02 чуть ниже, чем AlYSc005, из-за большего содержания легирующих элементов. Электропроводность 61.5...62.4 % международного стандарта на отожженную медь (МСНОМ) была достигнута после отжига при 300 °С в течение 5 и 7 ч. Коммерческий сплав 1350 имеет 61 % МСНОМ (табл. 2), и предел текучести составляет 110 МПа. Предел текучести исследуемых сплавов после отжига при 300 °С составляет 127...128 МПа и 177...183 МПа соответственно.

Таблица 2

МСnОМ исследуемых сплавов, чистого Al и сплава 1350, %

| Состояние | AlYSc005 | AlYSc02 | Al (99.99 %) | Сплав 1350 |
|------------------|----------|---------|--------------|------------|
| Деформированное | 59.9 | 59.3 | 64.5 | 61 |
| Отжиг 200 °С 5 ч | 60.8 | 60.2 | | |
| Отжиг 200 °С 7 ч | 60.8 | 60.5 | | |
| Отжиг 300 °С 5 ч | 60.9 | 60.8 | | |
| Отжиг 300 °С 7 ч | 62.4 | 61.5 | | |

Литература

1. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys/Davydov V. G. [et al.] // Mater. Sci. Eng. A. 280 (2000) P. 30–36.
2. A high-strength, ductile Al-0.35Sc-0.2Zr alloy with good electrical conductivity strengthened by coherent nanosized-precipitates / Guan R. [et al.] // J. Mater. Sci. Technol. 33 (2017). P. 215–223.
3. Effects of Y additions on the precipitation and recrystallization of Al–Zr alloys / Zhang Y. [et al.] // Mater. Charact. 86 (2013). P. 1–8.
4. Effect of Low Additions of Y, Sm, Gd, Hf and Er on the Structure and Hardness of Alloy Al – 0.2% Zr – 0.1% Sc / Pozdnyakov A. V. [et al.] // Met. Sci. and Heat Treat. 58 (9–10) (2017). P. 537–542.
5. Thermodynamic study of the Al-Sc-Y system / Hua J. L. [et al.] // Thermo-chimica Acta 661 (2018). P. 147–159.

УДК 669.713:537.63

В. В. Шляров*, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

*shlyarov@mail.ru

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СИЛУМИНА В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Установлено, что обработка поверхности силумина сильноточным электронным пучком приводит к формированию на поверхности материала покрытия с повышенными значениями микротвердости. Установлено, что воздействие магнитного поля на силумин приводит к снижению микротвердости на 12 %. Обработка магнитным полем силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке, приводит к уменьшению его микротвердости на 30 % с последующей релаксацией.

Ключевые слова: магнитное поле, электронно-пучковая обработка, напряженность, микротвердость, силумин, поверхностная обработка, внешние потоки энергии.

V. V. Shlyarov, D. V. Zagulyaev, V. E. Gromov

CHANGE OF SILUMIN'S MICROHARDNESS IN THE CONDITIONS OF EXTERNAL ENERGY IMPACTS

It is established that the surface treatment of the silumin electron beam leads to the formation of a coating with elevated microhardness values. Magnetic field processing of silumin subjected to electron beam treatment leads to a decrease in its microhardness by 30 % followed by relaxation.

Keywords: magnetic field, electron beam treatment, intensity, microhardness, silumin, surface treatment, external energy fluxes.

Улучшение служебных характеристик промышленных материалов путем изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоев, недостижимое при традиционных способах термомеханической и химико-термической обработки, является одной из наиболее актуальных задач современного материаловедения. В последние

годы коллективы ученых занимаются разработкой новых конструкционных материалов с уникальными физическими и механическими характеристиками.

Изучаются вопросы влияния электронно-пучковой обработки (ЭПО) и магнитных полей (МП) на физико-механические свойства различных материалов. Установлено, что при ЭПО происходит кратное увеличение твердости и износостойкости материала, снижение шероховатости [1]. Применение различных магнитных полей на качественном уровне позволяет изменять микроструктуру и свойства металлических материалов [2]. Также большое внимание уделяется вопросам комбинированного воздействия на структуру и механические свойства материалов, в качестве основного направления рассматривается формирование износостойких покрытий методами плазменного напыления с последующей обработкой электронным пучком [3]. Как было установлено в работах [1, 2], электронно-пучковая и магнитная обработка являются перспективными методами модификации структуры и свойств металлических материалов, но комплексная обработка материала методами ЭПО + МП в научной общественности не обсуждалась. Поэтому цель данной исследовательской работы — изучение влияния внешних энергетических воздействий: электронно-пучковой обработки, обработки постоянным магнитным полем и комплексной обработки ЭПО + МП — на микротвердость литого алюминиевого сплава марки АК10 М2 Н.

Материалом для исследований в данной работе был выбран промышленный сплав АК10 М2 Н. С помощью установки «СОЛО» на поверхность материала воздействовали импульсным электронным пучком с параметрами: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, длительность импульса пучка электронов 150 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0.3 с^{-1} , давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$, плотность энергии пучка электронов составляла 35 Дж/см^2 . Дальнейшую обработку силумина осуществляли магнитным полем напряженностью 220 кА/м в течение 1 ч. Об изменении механических характеристик силумина после воздействий судили по результатам измерения микротвердости поверхностных слоев. Микротвердость измеряли на исходном (литом) образце, после обработки поверхности материала электронным пучком (ЭПО) и после обработки магнитным полем. Микротвердость измеряли сразу после магнитной обработки (начальный эффект влияния) и по истече-

нии определенного времени. Нагрузка на индентор составляла 50 мН (микротвердомер HVS 1000). Время приложения и удержания нагрузки составляло 10 с, снятия испытательной нагрузки — 5 с. Количественно эффект влияния магнитного поля характеризовался относительным изменением микротвердости: $Q = [(HV - HV_0)/HV_0] \cdot 100 \%$, где HV — значение микротвердости образца после магнитной обработки; HV_0 — исходное значение микротвердости.

В исходном (литом) состоянии исследуемый материал является многофазным материалом, основными фазами которого являются твердые растворы на основе алюминия и кремния. Микротвердость твердого раствора составляла 90.2 HV, а твердость эвтектики — 104.3 HV. Обработка силумина АК10М2Н постоянным магнитным полем с напряженностью 220 кА/м в течение 1 ч приводит к снижению микротвердости на 12 % с последующей релаксацией до исходного значения за время порядка 3 ч. Результаты измерения микротвердости представлены на рис. 1, а. После ЭПО микротвердость поверхностных слоев силумина составили примерно 208 HV в сравнении с 97.25 HV в литом состоянии. Далее получившееся покрытие обрабатывали магнитным полем. Установлено, что под воздействием магнитного поля микротвердость поверхностных слоев снижается на 30 % с последующей релаксацией до исходного значения. Результаты измерения микротвердости представлены на рис. 1, б.

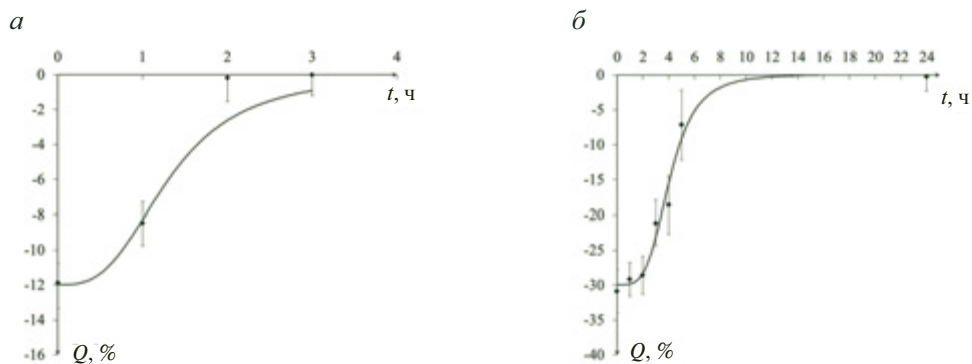


Рис. 1. Зависимость относительного изменения микротвердости силумина (Q) от времени, прошедшего после обработки магнитным полем в течение 1 ч с напряженностью 220 кА/м:

а — силумин в литом состоянии; б — после ЭПО

Из представленных зависимостей можно сделать вывод, что воздействие магнитным полем на литой силумин менее выражено (изменение микротвердости составляет 11.67 HV), чем на силумин, предварительно подвергнутый ЭПО (изменение микротвердости составляет 62,4 HV), что говорит о большей пластификации силумина, подвергнутого предварительной обработке электронным пучком. Время релаксации микротвердости занимает порядка 3 ч для исходного материала и порядка 24 ч для силумина, обработанного импульсным электронным пучком.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

Литература

1. Surface modification of 5CrMnMo steel with continuous scanning electron beam process / D. Wei [et al.] // Vacuum. 2018. Vol. 149. P. 118–123.
2. Influence of High Pulsed Magnetic Field on the Dislocations and Mechanical Properties of Al₂O₃/Al Composites / J. Cheng [et al.] // Journal of Materials Engineering and Performance. 2018. Vol. 27. P. 1083–1092.
3. Utu I. D., Marginean G. Effect of electron beam remelting on the characteristics of HVOF sprayed Al₂O₃-TiO₂ coatings deposited on titanium substrate // Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects. 2017. Vol. 526. P. 70–75.

УДК 669.2

**А. Г. Игревская^{1*}, А. И. Базлов¹, Н. Ю. Табачкова¹,
Д. В. Лузгин², В. С. Золоторевский¹**

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва

² WPI-AIMR, Университет Тохоку, Япония

**a.igrevskaya@gmail.com*

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ ЛЕНТ СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

В работе исследовалось металлическое стекло состава $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$. Образцы получали методом литья на вращающийся медный диск. Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа изучены изменения, происходящие в структуре лент после термической обработки. Для исследования влияния отжига на механические свойства лент была измерена микротвердость по Виккерсу.

Ключевые слова: алюминий, аморфные ленты, отжиг, твердость.

**A. G. Igrevskaya, A. I. Bazlov, N.Yu. Tabachkova,
D. V. Louzguine, V. S. Zolotorevskiy**

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF AMORPHOUS RIBBONS BASED ON ALUMINIUM

The structure and mechanical properties of amorphous tapes of an alloy $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ was investigated in this work. Samples were obtained by melting on a spinning copper wheel. The changes happening in the structure of tapes after heat treatment was investigated using the methods of transmission electron microscopy and X-ray structural analysis. Vickers microhardness was measured to investigate the effect of the heat treatment on the mechanical properties of the tapes.

Keywords: aluminum, amorphous tapes, heat treatment, hardness.

Металлические стекла были впервые открыты более 50 лет назад [1]. Металлические стекла на основе алюминия являются новым перспективным семейством материалов. В последние годы

растущий интерес исследователей вызывает процесс нанокристаллизации аморфных сплавов под воздействием термической обработки [2, 3]. Сплавы на основе алюминия после такой обработки могут иметь нанокристаллическую структуру и обладают хорошим комплексом свойств, что делает их перспективным для изучения материалом.

В данной работе были изучены аморфные ленты сплава $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$, которые были получены методом закалки на вращающемся медном диске. Исследовано влияние отжига в вакууме при различных температурах 100...500 °С в течение 30 мин на структуру и твердость сплава. Для изучения изменений, происходящих в структуре лент после термической обработки, использовались методы просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа (рис. 1, а). Для исследования влияния отжига на механические свойства лент была измерена микротвердость по Виккерсу (рис. 1, в).

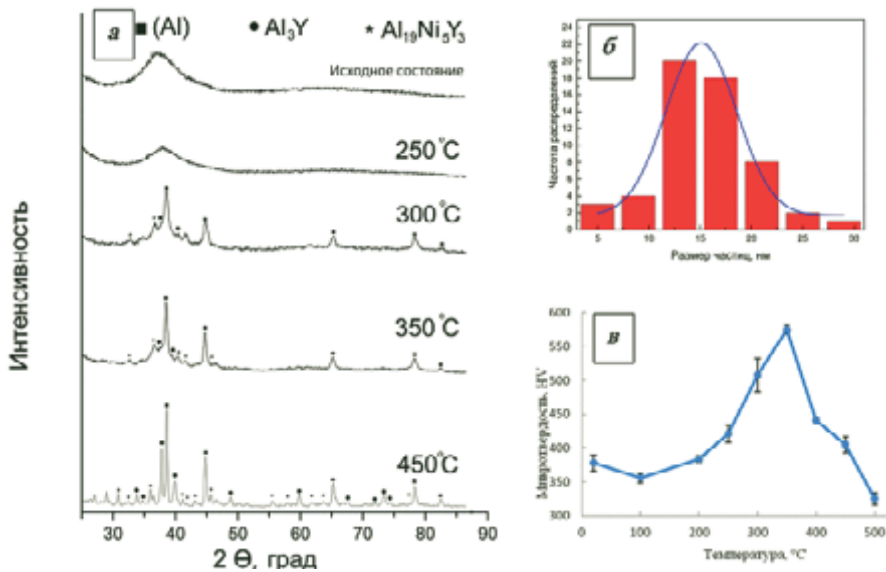


Рис. 1. Диффрактограммы сплава $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$ в литом и отожженном состояниях (а); распределение частиц алюминиевого твердого раствора по размерам (б); зависимость микротвердости сплава от температуры отжига (в)

Отжиг при температурах 100 и 200 °С приводит к незначительному снижению микротвердости (рис. 1, в), затем, после отжига при температурах до 250 °С, происходит повышение твердости. Это может быть связано с прохождением структурной релаксации сплава и образованием в структуре нанокристаллов алюминия (рис. 2, а). Следует заме-

титель, что ленты при этом оставались полностью аморфными (рис. 1, *а*). После отжига при температурах до 250 °С не происходит охрупчивания лент — ленты сгибаются под углом 180° без разрушения. Резкое увеличение твердости после отжига при 350 °С связано с образованием в аморфной матрице нанокристаллов алюминиевого твердого раствора размером 10...30 нм (рис. 1, *б*), которые окружены остаточной аморфной матрицей, а дальнейшее ее снижение — с увеличением размера этих кристаллов и появлением в структуре интерметаллидов Al_3Y и $Al_{19}Ni_5Y_3$ (рис. 1, *а*).

На рис. 2, *б* представлена структура сплава после отжига при температуре 450 °С. Структура представляет собой смесь кристаллов твердого раствора алюминия с иглообразными частицами интерметаллидов, при этом полностью отсутствует остаточная аморфная матрица.

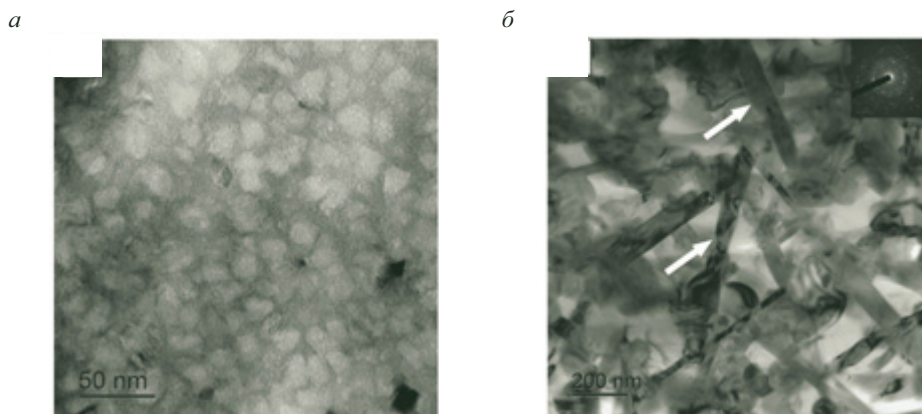


Рис. 2. Микроструктура лент в ПЭМ после отжига:

а — при 250 °С; *б* — при 450 °С

Работа выполнена в рамках гранта № K2-2017-089 НИТУ «МИСиС» в целях повышения его конкурентоспособности среди ведущих мировых научно-образовательных центров

Литература

1. Klement W., Willens R. H., Duwez P. Non-crystalline structures in solidified gold-silicon alloys // Nature. 1960. Vol. 187.
2. Identification of nanocrystal nucleation and growth in $Al_{85}Ni_5Y_8Co_2$ metallic glass with quenched-in nuclei / J. Q. Wang [et. all] // Appl. Phys. Lett. 2002. Vol. 80. P. 3319–3321.
3. Phase composition and transformation behavior of rapidly solidified Al-Ni-Fe alloys in α -Al decagonal phase region / A. D. Setyawan [et. all] // J. Alloys Compd. 2005. Vol. 399. P. 132–138.

УДК 669.295:623.093

А. В. Шалин, А. С. Степушин*

Московский авиационный институт

(национальный исследовательский университет), г. Москва

**gon7133@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук *С. В. Скворцова*

СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА С ПОВЫШЕННОЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТЬЮ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БРОНЕЭЛЕМЕНТОВ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ

В работе проведен анализ титановых сплавов для применения в элементах броневой защиты транспортных средств. Установлено, что среди существующих сплавов нет универсального сплава для создания бронирования автомобиля по наивысшему классу защиты. Установлено, что наиболее перспективными являются титановые высоколегированные сплавы ($\alpha + \beta$)- и псевдо- β -классов.

Ключевые слова: высоколегированные титановые сплавы, псевдо- β -сплавы, класс защиты, автомобиль, технологическая пластичность, свариваемость, эксплуатационные характеристики, ударная вязкость.

A. Shalin, A. Stepushin

TITANIUM BASED ALLOYS WITH HIGH DYNAMIC STABILITY FOR VEHICLE ARMOR UNITS

This paper reviews titanium alloys for the manufacturing of armor units for vehicles protection. It has been shown that there is no universal alloy for the developing a vehicle with armor units having highest protection class. Analysis of literature makes it possible to conclude that highly-alloyed titanium alloys of ($\alpha + \beta$)- and pseudo- β -classes are the most promising candidates for this application.

Keywords: highly-alloyed titanium alloys, pseudo- β -alloys, protection class, vehicle, technological plasticity, welding, operational characteristics, impact strength.

В настоящее время общие технические требования, необходимые для изготовления и сертификации броневой защиты специаль-

ных автомобилей для перевозки людей, денежной выручки и ценных грузов, осуществляются в соответствии с ГОСТ 50963–96. Согласно общим требованиям, броневедомитель как минимум должен иметь полное бронирование пространства между двигателем и пассажирским салоном от лобового стекла до пола, включая все пространство под приборной панелью и в местах расположения педалей. Внутреннее пространство должно быть защищено внахлест для защиты дверных и оконных проемов. Необходимо осуществлять защиту пола и потолка, дверей и всех вертикальных плоскостей по периметру, а именно — полную защиту пассажирского салона со всех сторон.

На рынке пользуются спросом в основном материалы, обеспечивающие защиты III, V, Va классов: от автомата Калашникова со стальной пулей (III класс) до снайперской винтовки СВД с обычным сердечником (Va класс). Применяемые в данной области стальные пластины имеют толщину 6...8 мм, что приводит к значительному увеличению массы автомобиля, нагружению его ходовой части, что влияет на его управляемость, так как современные модели автомобилей оснащены различными электронными системами (стабилизацией дорожного просвета, движения, курсовой устойчивости). Применение более легких керамических материалов, используемых, например, для индивидуальной защиты, при бронировании автомобиля в настоящее время нецелесообразно из-за их высокой хрупкости. Таким образом, необходимо кардинальное решение существующей проблемы по снижению массы бронезащиты при сохранении на том же уровне ее эксплуатационных свойств. Одним из путей решения может быть использование титановых сплавов, которые сочетают низкую плотность, высокую прочность с хорошей свариваемостью, сопротивлением коррозии, циклическими, динамическими и другими нагрузками.

Поэтому цель данной работы заключалась в анализе существующих титановых сплавов по комплексу механических, технологических и эксплуатационных свойств и выборе из них наиболее перспективных для применения в бронировании автомобиля.

Анализ литературных данных показал, что оптимальным при применении бронезащитных элементов из титановых сплавов является их использование в качестве нагруженного металлического слоя с подложкой из сверхмолекулярного полиэтилена высокой плотности. В такой конструкции металлический слой обеспечивает защиту от боеприпасов с термоупрочненным или бронбойным сердечником за счет дефор-

мации и уменьшения энергии пули, а полимерный слой останавливает образовавшиеся фрагменты, тем самым предотвращая их попадание внутрь салона. Кроме того, для снижения массы изделия в сравнении со стальными бронезементами, толщина титановых листов не должна превышать 12 мм.

На основании проведенных исследований установлено, что не существует универсального титанового сплава для изготовления бронеземента по 5-му и более высокому классу защиты, отвечающему всем предъявляемым требованиям: высокой технологической пластичности в холодном состоянии, высокой эксплуатационной прочности и ударной вязкости, в сочетании с хорошей свариваемостью. Показано, что наиболее перспективными для этой цели являются высоколегированные сплавы ($\alpha + \beta$)-класса и псевдо- β -класса с молибденовым и алюминиевым эквивалентами в интервале 8...17% и 6,5...8,5% соответственно, которые обеспечивают предел прочности более 1100 МПа при относительном сужении не менее 20% (таблица, приведенная ниже).

Титановые сплавы, перспективные для создания защитных элементов с повышенной динамической стойкостью

| Сплав | Класс | [Mo] _{экв} % | [Al] _{экв} % | Механические свойства | | | | Технологические свойства | |
|-------|----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|--------------|------------|--------------------------|--------------------------|----------|
| | | | | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % | КСУ, МДж/см ² | ПД* | Сварка** |
| BT6 | ($\alpha + \beta$) | 3.2 | 6.8 | 1030 | 10 | 25 | 0.25 | Горячая | Хорошая |
| BT16 | ($\alpha + \beta$) | 8.2 | 4.3 | 1150 | 15 | 50 | 0.30 | Холодная | Хорошая |
| BT23 | ($\alpha + \beta$) | 8.1 | 6.5 | 1100 | 8 | 35 | 0.40 | Горячая | Хорошая |
| BT22И | ($\alpha + \beta$) | 12.3 | 4.1 | 1300 | 10 | 20 | 0.30 | Горячая | Удовл. |
| BT35 | псевдо- β | 16.7 | 5.2 | 1220 | 6 | 25 | 0.30 | Холодная | Хорошая |

* ПД — пластическая деформация (горячая/холодная).

** Сварка — свариваемость.

УДК 669.124.2

Д. Д. Хаматов*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**khamatovdd@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

ВАРИАНТЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЕТОК С ПОЗИЦИИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕСУРСА ПЛАСТИЧНОСТИ

Рассмотрены возможные варианты изготовления сеток, в том числе из алюминиевых сплавов. Показано, что материал сеток должен обладать достаточным уровнем пластичности, поскольку деформация изгиба при изготовлении сеток может оказаться довольно большой.

Ключевые слова: металлическая сетка, деформация изгиба, пластичность, алюминиевые сплавы, сплавы на основе платины.

D. D. Khamatov

OPTIONS OF MANUFACTURING METAL GAUZES FROM THE POINT OF VIEW OF USING THE PLASTICITY RESOURCE

Possible options for the fabrication of gauzes were considered, including those made from aluminum alloys. The article shows that the material of the gauzes should have a sufficient level of plasticity, since the bending deformation in the manufacture of gauzes can be quite large.

Keywords: metal gauze, bending deformation, ductility, aluminum alloys, platinum-based alloys.

Металлические сетки являются универсальным материалом, широко востребованным для фильтрации жидких, газообразных веществ, просеивания сыпучего материала, армирования, а также в химии, при производстве минеральных удобрений. Широкий охват сфер применения обусловливает наличие разнообразных методов их получения. На рис. 1 представлены основные типы изготавливаемых металлических сеток.

Анализируя приведенный рисунок, можно прийти к выводу, что для получения зацеплений между отдельными рядами необходимо использовать схему пластического изгиба проволоки. При этом по толщине проволоки возникают различные пластические деформации. Нежелательно, чтобы в проволоке возникали чрезмерно большие деформации растяжения — при исчерпании ресурса пластичности они приведут металл к состоянию разрушения. С этих позиций наименьший уровень опасных деформаций возникает в схеме получения тканых сеток. Наоборот, при изготовлении вязаных сеток, из-за малости радиуса изгиба, деформация возникнет наибольшая. В схеме сборной сетки ситуация двойственная: горизонтальная проволока вообще не деформируется, зато радиус кривизны вертикальных связей оказывается довольно высок. Промежуточное положение занимает плетеная сетка.

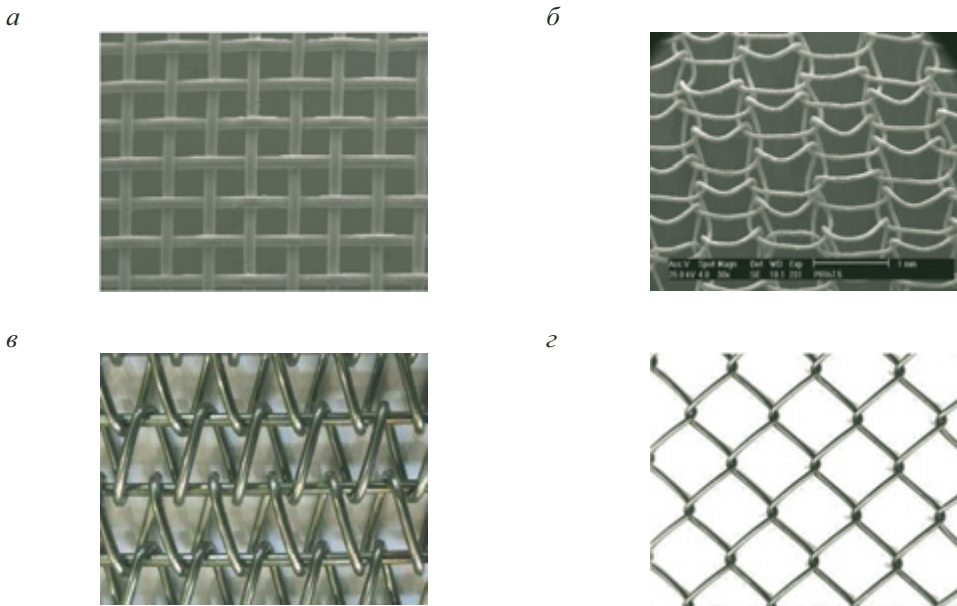


Рис. 1. Примеры конструктивного исполнения металлических сеток:

а — тканая; *б* — вязаная; *в* — сборная; *з* — плетеная

Из курса сопротивления материалов известно, что при изгибе степень деформации определяется по формуле $\varepsilon = y/\rho$, где y — расстояние от центра проволоки; ρ — радиус изгиба. Поскольку наибольшие деформации возникают именно на периферии сечения проволоки,

можно принять $y = d/2$, где d — диаметр проволоки. Отсюда на поверхности $\varepsilon = d/(2\rho)$.

Из вышесказанного следует, что не только способ изготовления определяет возможность достижения слишком больших деформаций, но и соотношение диаметра проволоки и радиуса изгиба. Техническое описание сеток приведено в соответствующих стандартах, часть из них приведена ниже.

- ГОСТ 2715—75. Сетки металлические проволочные. Стандарт вводит термины на названия сеток. По способу изготовления сетки подразделяются: на тканые, плетеные, крученые, щелевые, сварные сборные. Вводится также классификация по форме поперечного сечения проволоки сетки: из круглой, квадратной, трапециевидной, Т-образной, плоской проволоки и проволоки периодического профиля;
- ГОСТ 6613—86. Сетки проволочные тканые с квадратными ячейками. Стандарт распространяется на изделия из цветных металлов и их сплавов, применяемые для контроля и разделения материалов по размеру частиц, фильтрации жидкостей, газов и других целей;
- ГОСТ 3826—82. Сетка нержавеющая проволочная тканая с квадратными ячейками;
- ГОСТ 3193—2015. Сетки катализаторные из сплавов на основе платины. Стандарт распространяется на тканые и вязаные катализаторные сетки из сплавов на основе платины, применяемые в химической промышленности в качестве катализаторов. В данном стандарте впервые вводится понятие вязаных катализаторных сеток, а также описан тип вязки и диаметр проволоки, используемой при производстве сетки;
- ГОСТ 5336—80. Сетки стальные плетеные одинарные. Стандарт распространяется на стальные плетеные одинарные сетки с ромбическими и квадратными ячейками, изготовленные сплетением в одну перевивку плоских спиралей.

Производство тканых сеток ведется на ткацких станках, по конструкции не отличающихся от станков, на которых ведется изготовление текстильной продукции. Изготовление вязаных сеток ведется на жаккардовых ткацких станках (от ручных до автоматизированных). Сетка образуется изгибанием проволоки в петли с последующим переплетением их между собой.

Наиболее дешевым материалом для изготовления сеток из легких сплавов является силумин. Он содержит алюминий и кремний — металлы, которые в природе часто содержатся в одних и тех же минералах. Одна из задач, которая могла бы быть решена в этой области, — получение проволоки из силумина, пригодной для изготовления сеток. Но как раз здесь есть препятствие в виде малой пластичности силуминов [1].

Форма катализаторов в виде тканых сеток из сплавов платины была предложена еще в 1909 г. и используется до настоящего времени [2]. При этом пришлось разработать сплавы платины, обладающие достаточным уровнем пластичности [3].

Литература

1. Сравнительный анализ технологий изготовления сварочной проволоки из эвтектического силумина с применением совмещенных методов обработки / Н. Н. Загиров [и др.] // Цветные металлы. 2017. № 4. С. 86–92.
2. Хаматов Д. Д., Логинов Ю. Н. Проблемы производства и эксплуатации платиносодержащих сеток катализа // Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР: Ферросплавы. 2018. С. 447–448.
3. Логинов Ю. Н., Фомин А. А. Сопротивление деформации платинового сплава ПлПдРдРу 81-15-3.5-0.5//Цветные металлы. 2015. № 12. С. 80–83.

УДК 621.77.016.2

М. А. Головнин*

Каменск-Уральский металлургический завод, г. Каменск-Уральский

**max-golovnin@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

НЕОДНОЗНАЧНОСТЬ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Выполнен цикл исследований, направленных на изучение параметров горячей прокатки алюминиевых сплавов. В результате показано, что, из-за особенностей протекания процессов рекристаллизации в алюминиевых сплавах, силовые параметры прокатки нестабильны даже в течение одного прохода.

Ключевые слова: прокатка, алюминиевые сплавы, рекристаллизация, скорость деформации, энергосиловые параметры.

M. A. Golovnin

POWER PARAMETERS DIFFUSION DURING ALUMINUM ALLOYS HOT ROLLING

A series of studies aimed at studying the parameters of hot rolling of aluminum alloys was performed. As a result, it was shown that, due to the peculiarities of the recrystallization processes in aluminum alloys, the rolling power parameters are unstable, even during one pass.

Keywords: rolling, aluminum alloys, recrystallization, strain rate, energy-power parameters.

Процесс изготовления плоских полуфабрикатов из алюминия и его сплавов состоит обычно из стадии горячей прокатки и стадии холодной прокатки. При этом принято считать, что процессы прокатки алюминиевых сплавов при температурах 400...450 °С относятся к процессам горячей деформации. Для таких процессов созданы свои алгоритмы расчетов энергосиловых параметров [1], которые следуют основным положениям теории плоской прокатки, включая учет кон-

фигурации очага деформации. Обычно в расчетах горячей прокатки стали, медных сплавов принимается положение, в соответствии с которым металл поступает в каждый следующий проход прокатки в рекристаллизованном состоянии. Считается, что в паузах между проходами прошел процесс статической рекристаллизации, а в течение машинного времени — процесс динамической рекристаллизации [2].

Однако имеется большое отличие между упомянутыми металлами в значениях энергии упаковки. В отличие от других металлов, алюминий относится к материалам, обладающим высокой энергией дефектов упаковки. Энергия дефектов упаковки определяет конкуренцию между процессами полигонизации и рекристаллизации. При деформации в нагретом состоянии, полигонизация становится преимущественным процессом, поэтому рекристаллизация может быть заторможена.

Действительно, в статье [3] было показано неполное прохождение процессов рекристаллизации на примере сплава системы Al-Si-Mg. Можно привести примеры такого эффекта и в других публикациях.

В течение самого производственного процесса прокатки очень трудно оценить полноту прохождения термических процессов, поэтому в статьях [4, 5] предлагалось делать это с помощью мониторинговых систем станов горячей прокатки. Здесь приходится отметить, что если горячая прокатка осуществляется реверсивным способом, то станы вынужденно работают в режиме разгона и торможения. Таким образом, в оценку последствий прокатки вмешивается параметр переменной скорости. Этот параметр напрямую влияет на достижение эффектов упрочнения или разупрочнения металла. Поэтому свойства конечного продукта — горячекатаной полосы — могут оказаться различными по длине.

Наблюдения, выполненные в промышленных условиях, показали, что энергосиловые параметры при горячей прокатке одной и той же полосы могут быть нестабильны в течение прохода.

Литература

1. Логинов Ю. Н. Анализ энергозатрат при горячей прокатке листовых полуфабрикатов из алюминия // Производство проката. 2005. № 4. С. 19–24.
2. Логинов Ю. Н., Лобанов М. Л., Головнин М. А. Модель описания деформации алюминиевых сплавов при их горячей прокатке с учетом рекристаллизационных процессов // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 9. С. 32–36.

3. Влияние скорости горячей прокатки на структурно-текстурное состояние плиты алюминиевого сплава системы Al — Si — Mg / М.Л. Лобанов [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 5 (755). С. 49–54.
4. Логинов Ю. Н., Головнин М. А. Методика определения параметров скоростного упрочнения алюминиевого сплава при горячей прокатке // *Металлы*. 2017. № 2. С. 33–38.
5. Логинов Ю. Н., Головнин М. А. Влияние темпа горячей слябовой прокатки алюминиевого сплава на нагрузку привода // *Производство проката*. 2016. № 10. С. 8–11.

УДК 621.777

А. В. Еремин*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**a. v.yeryomin@gmail.com*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

ПОСТРОЕНИЕ ПРОФИЛЯ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПОЛОСЫ

В результате анализа геометрии очага деформации при волочении прямоугольного профиля получены формулы для оценки углов наклона образующей инструмента. Эти углы оказываются различными для деформации по ширине и толщине. Выработана рекомендация по необходимости подбора таких параметров, которые приводили бы к одинаковой длине очага деформации.

Ключевые слова: волочение, угол наклона волокна, деформация, геометрия очага деформации.

A. V. Yeryomin

PROFILE OF DEFORMATION ZONE WHEN DRAWING A RECTANGULAR STRIP

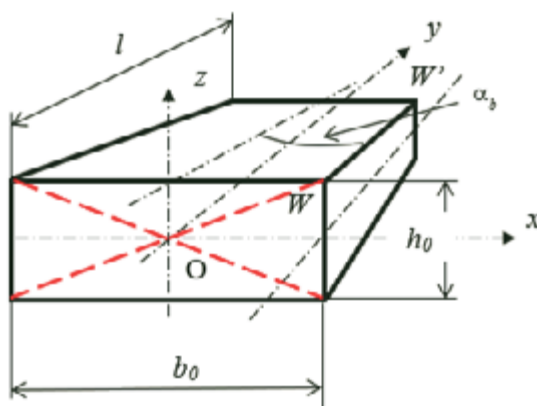
As a result of analyzing the geometry of the deformation zone when drawing a rectangular profile, formulas for estimating the angles of the tool were obtained. These angles are different for deformation across the width and thickness. A recommendation was developed on the need to select such parameters that would lead to the same width and height of the deformation zone.

Keywords: drawing, die angle, deformation, geometry of the deformation zone.

Наибольший объем производства холоднотянутых профилей относится к изготовлению продукции круглого поперечного сечения, например, проволоки [1]. Именно поэтому чаще всего анализу подвергается процесс осесимметричного волочения. Однако имеется необходимость производства профилей прямоугольного сечения, чаще всего такая необходимость возникает при изготовлении проводников

тока из алюминия и меди — материалов, которые обладают высоким уровнем электропроводности.

Заготовка для изготовления прямоугольного профиля представляет собой катанку круглого сечения, и задачей волочения является изменение формы поперечного сечения круга до прямоугольника. Процесс деформации осуществляется за несколько проходов, поскольку коэффициенты вытяжки за один проход оказываются заведомо невелики. На определенном этапе волочения предыдущей формой заготовки для прохода становится уже не круг, а прямоугольник. На рисунке отражен в изометрии очаг деформации при таком варианте волочения.



Объемное отображение очага деформации при волочении прямоугольной полосы

В системе координат xuz координаты точки W в плоскости входа металла в очаг деформации xz равны $b_0/2$ и $h_0/2$. Точка W' в плоскости выхода металла из очага деформации удалена от плоскости входа на расстояние l равное длине рабочей зоны.

Длина диагонали прямоугольного сечения полосы на входе в волоку OW будет

$$c_{0W} = \sqrt{b_0^2 + h_0^2}.$$

Длина аналогичной диагонали на выходе полосы из волоки составляет

$$c_1 = \sqrt{b_1^2 + h_1^2},$$

где b_1 и h_1 — ширина и толщина протянутого прямоугольного профиля.

В продольном диагональном сечении угол наклона отрезка WW' к оси волочения составит

$$\alpha_d = \operatorname{arctg} \frac{OW - c_1}{l},$$

где l — длина очага деформации.

В то же время очаг деформации характеризуют еще два угла: угол α_h наклона рабочей зоны волокна, где происходит обжатие по толщине, и угол α_b наклона рабочей зоны волокна, где происходит обжатие по ширине,

$$\alpha_h = \operatorname{arctg} \frac{h_0 - h_1}{2l_h},$$

$$\alpha_b = \operatorname{arctg} \frac{b_0 - b_1}{2l_b},$$

где l_h и l_b — длина очага деформации по толщине и ширине.

Если длина l_b больше длины l_h , то волокна начинают воздействовать на ширину профиля до входа его в волоку. В результате этого профиль может потерять устойчивость.

Желательно, чтобы длины l_h и l_b совпадали, но для этого придется подбирать либо углы α_h и α_b , либо обжатия по толщине и ширине. Следует отметить, что длина очага деформации тесно связана с углом волокна, а последний определяет величину дополнительной сдвиговой деформации [2] и текстурообразования [3–5].

Литература

1. Проблемы применения медной катанки в кабельной промышленности / Ю. Н. Логинов [и др.] // Кабели и провода. 2001. № 2 (266). С. 14–16.
2. Effect of die semi-angle and multi-pass drawing on additional shear strain layer / K. Hasoda [et al.] // Wire Journal International. 2008. Vol. 41, is. 11. P. 68–73.
3. Unusual Young's modulus behavior in ultrafine-grained and microcrystalline copper wires caused by texture changes during processing and annealing / P. P. Pal-Val [et al.] // Materials Science and Engineering: A. 2014. T. 618. P. 9–15.
4. Расчет деформаций и экспериментальное исследование текстуры в нагартованной медной проволоке / Ю. Н. Логинов [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 5. С. 38–44.
5. Влияние скорости деформации на свойства электротехнической меди / Ю. Н. Логинов [и др.] // Металлы. 2011. № 2. С. 31.

УДК 621.777

Н. И. Бушуева*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**buschuevan2013@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ РАЗРЫВОВ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ

Выполнено численное моделирование процесса волочения алюминиевой проволоки с представлением полей интенсивности скорости деформации и показателя напряженного состояния. Показано, что при назначении относительных обжатий менее 16 %, очаг деформации при волочении разделяется на две зоны. На стыке двух зон пластические деформации оказываются невелики. Наличие такой границы способствует повышению показателя напряженного состояния и появлению растягивающих напряжений. В результате в центре проволоки возможно появление внутренних разрывов. Перечислены причины, способствующие проявлению этого феномена.

Ключевые слова: волочение, проволока, напряжения, деформации, дефекты, внутренние разрывы.

N. I. Bushueva

CONDITIONS OF THE FORMATION OF INNER FRACTURE IN DRAWING OF ALUMINUM WIRE

Numerical simulation of aluminum wire drawing process with representation of strain rate intensity fields and tensions state index is performed. As we can see in the appointment of relative compressions less than 16 %, the deformation focus during drawing divides into two zones. Plastic deformations are small at the junction of the two zones. The presence of such a boundary increases the index of strain state and the appearance of tensile tensions. As a result, the center of the wire may cause internal breaks. There are listed some causes that contribute to the demonstration of this phenomenon.

Keywords: drawing, wire, tensions, deformations, defects, inner fracture.

Алюминий, как технически чистый металл, обладает низкими прочностными свойствами. Поэтому его редко применяют в качестве конструкционного материала и относят наравне с медью к категории функциональных материалов. Эти два металла обладают повышенной теплопроводностью, что позволяет применять их для изготовления радиаторов различного назначения. В виде проволоки эти металлы применяют в производстве проводов и кабелей различного назначения из-за высокого уровня электропроводности.

Основной способ холодной обработки проволоки из алюминия — это волочение, и большая часть этого вида обработки сосредоточена на кабельных заводах. Одна из проблем, возникающих при волочении, — возможность образования внутренних разрывов, с этим явлением сталкиваются и борются технологические службы предприятий.

Для оценки возможности образования внутренних разрывов в алюминиевой проволоке при волочении поставлена краевая задача в пакете прикладных программ РАПИД-2D. Этот программный модуль позволяет рассчитать напряженно-деформированное состояние в процессах пластической деформации материалов, обладающих вязкими свойствами. В базе данных модуля имеются сведения о вязких свойствах алюминия марки АД1, поэтому для решения представленных задач применили эту марку материала. Наличие вязких свойств алюминия в холодном состоянии подтверждается также работой [1]. На рис. 1, *a* отображено поле интенсивности скорости деформации H при волочении проволоки с относительным обжатием 32 %. Светлые области соответствуют высоким значениям H . Здесь видно, что, несмотря на разделение этих областей относительно оси симметрии на две зоны, они расположены рядом и по существу образуют одну общую зону.

При уменьшении относительного обжатия в два раза до уровня 16 % (рис. 1, *b*), область повышенных значений H разделилась на две зоны. Обе примыкают к поверхности волоки, а между зонами образовалась граница. По этой границе может происходить расслоение металла. Действительно, расчет показателя напряженного состояния $K = \sigma/T$ (рис. 2) показывает, что в центре очага деформации возникает зона значений K , имеющих положительные значения, что говорит о преобладании растягивающих напряжений. Здесь введены обозначения: σ — среднее нормальное напряжение; T — интенсивность касательных напряжений.

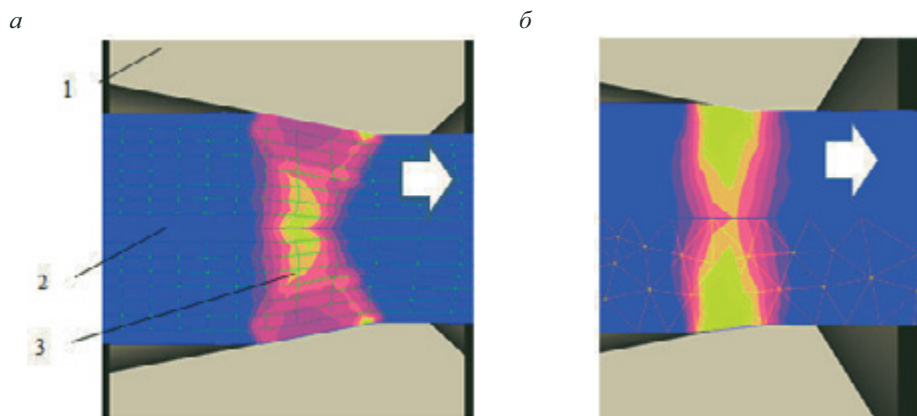


Рис. 1. Отображение очага деформации при волочении алюминия с относительным обжатием 32 % (а) и 16 % (б):

светлые области соответствуют высоким значениям интенсивности скорости деформации; стрелка — направление волочения; слева — координатная сетка; справа — сетка конечных элементов; 1 — волока; 2 — проволока; 3 — очаг деформации

Эффект появления внутренних разрывов наблюдали и анализировали многие авторы [2, 3]. Основными факторами, провоцирующими этот эффект, принято считать угол волоки [4], уровень обжатий и условия трения. Дополнительно можно занести в этот список влияние вида кривой упрочнения металла [5].

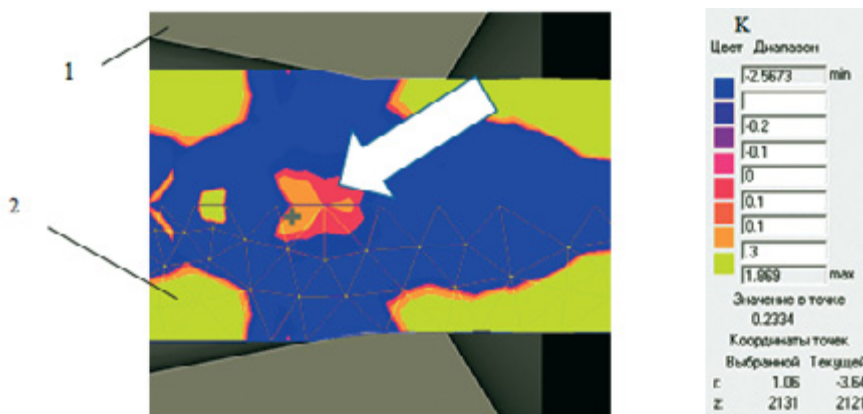


Рис. 2. Распределение показателя напряженного состояния K в очаге деформации при волочении алюминия с относительным обжатием 16 %:

1 — волока; 2 — проволока; стрелка показывает на область действия положительных (растягивающих) средних нормальных напряжений

Можно отметить, что зона растягивающих напряжений появилась вследствие малости относительного обжатия. Вследствие этого малые обжатия не рекомендуется применять ни при волочении, ни при прокатке. Кроме этого фактора, дополнительную роль в провоцировании разрушения металла могут играть следующие явления:

- выделение газов подобно тому, как это происходит при водородной болезни меди, что приводит к образованию пор в структуре металла и, как следствие, к уменьшению поперечного сечения проволоки [6];
- содержание включений и частиц оксидов, что приводит к концентрации напряжений в металле [7, 8];
- текстурное состояние металла [9, 10].

Литература

1. Wang M., Shan A. Effect of strain rate on the tensile behavior of ultra-fine grained pure aluminum *Journal of Alloys and Compounds* // *Journal of Alloys and Compounds*. 2008. Vol. 455. P. L10–L14.
2. Битков В. В. Минимизация обрывности при волочении проволоки тонких размеров из цветных металлов // *Известия ВУЗов. Цветная металлургия*. 2010. № 2. С. 45–51.
3. Komori K. Effect of ductile fracture criteria on chevron crack formation and evolution in drawing // *International Journal of Mechanical Sciences*. 2003. Vol. 45. P. 141–160.
4. Логинов Ю. Н., Василевский П. Д., Радионов Л. В. Исследование влияния угла конусности волоки на механические свойства протянутого полуфабриката // *Цветные металлы*. 2004. № 6. С. 104–106.
5. Loginov Yu. N., Babailov N. A., Pervukhin A. E. Calculation of the strain state under multipass wire drawing // *Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures (MRDMS-2016). Proceedings of the 10th International Conference on Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures*. 2016. P. 040032:1–040032:4.
6. Логинов Ю. Н., Еремеева К. В. Формоизменение одиночно расположенной поры в круглой заготовке при волочении // *Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением*. 2009. № 4. С. 3–8.
7. Взаимодействие частицы оксида меди с медью в процессе волочения / Ю. Н. Логинов [и др.] // *Металлы*. 2012. № 6. С. 36–45.
8. Hansen N., Jensen D. Juul. Effect of small particles on deformation and recrystallization textures of aluminium // *Annealing Processes: Recovery, Recrystallization And Grain Growth, Proceedings of The 7th Riso In-*

- ternational Symposium On Metallurgy And Materials Science. 1986. P. 337–342.
9. Fiber vs rolling texture: stress state dependence for cold-drawn wire / M. A. Zorina [et al.] // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. 2017. P. 427–433.
 10. Расчет деформаций и экспериментальное исследование текстуры в нагартованной медной проволоке / Ю. Н. Логинов [и др.] // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 5. С. 38–44.

УДК 539.389.3

Д. О. Соболев*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**megasplaw@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРАВКЕ РАСТЯЖЕНИЕМ ЗАКАЛЕННОЙ ПОЛОСЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2024

Приведены результаты измерений остаточной степени деформации после правки растяжением широкой полосы из алюминиевого сплава 2024. Выявлено, что степень деформации изменяется как по ширине, так и по длине проката. Относительная разница в измерениях достигает 40%. Сформулированы гипотезы, поясняющие это явление.

Ключевые слова: листовая прокатка, правка растяжением, закалка, алюминиевые сплавы.

D. O. Sobolev

DEFORMATION INHOMOGENEITY DURING STRETCHING THE TEMPERED STRIP OF ALUMINUM ALLOY 2024

The results of measurements of the residual strains after straightening by a wide strip of aluminum alloy 2024 are presented. It is revealed that the strains varies both in width and in the length of rolled metal. The relative difference in measurements reaches 40%. Formulated hypotheses explaining this phenomenon.

Keywords: sheet rolling, straightening, hardening, aluminum alloys.

Правка растяжением широко применяется в производстве изделий из алюминиевых сплавов. На первый взгляд, процесс правки выглядит как одноосное растяжение заготовки, поэтому распределение напряжений и деформаций должно оказаться однородным как по длине, так и в поперечном сечении. Однако на эту картину накладывается неоднородное распределение напряжений от захватов

правильной машины, колебания поперечных размеров и начальная кривизна профиля. Довольно существенное значение имеет равномерность распределения механических свойств по объему и однородность структуры. Например, в статье [1] было показано наличие крайне неоднородной структуры по длине прессованного профиля, что могло увеличивать неравенство размеров поперечных сечений в процессе правки. Дополнительное влияние на развитие неоднородностей пластической деформации в алюминиевых сплавах оказывает возможность локального проявления эффекта структурного упрочнения. В случае плоской прокатки эффект может проявляться из-за колебаний скорости обработки и изменения температурных режимов [2, 3].

В промышленном эксперименте правку осуществляли при скорости 5 мм/с (скорость деформации 0.0005 с^{-1}), заданном проценте перемещения захватов 2.3 % и определенном мониторинговой системой остаточном общем удлинении 1.8 %.

Методика измерений заключалась в назначении контрольных точек на поверхности полосы (рис. 1) и фиксации остаточного относительного удлинения полосы в этих точках после проведения правки. Как видно из рисунка, точки разнесены по координате длины вблизи захватов и посередине полосы.

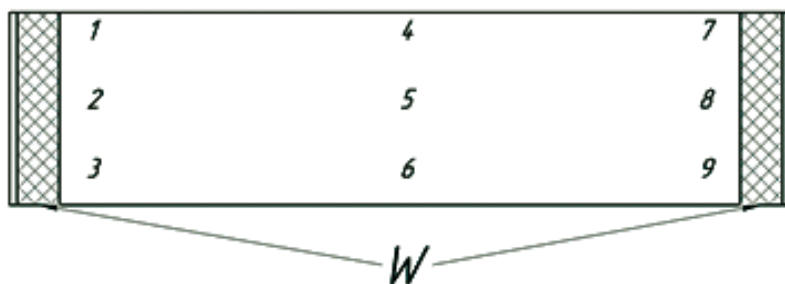


Рис. 1. Расположение контрольных точек измерений полосы (вид сверху):
W — места расположения захватов растяжной машины

По координате ширины две точки назначены вблизи кромок и третья точка расположена посередине этого размера. На рис. 2 приведены значения остаточной пластической деформации после правки на правильно-растяжной машине SMS MEER 70 МН свежезакаленной полосы толщиной 25.4 мм шириной 1380 мм и длиной 8800 мм из алюминиевого сплава 2024 (аналог сплава Д16).

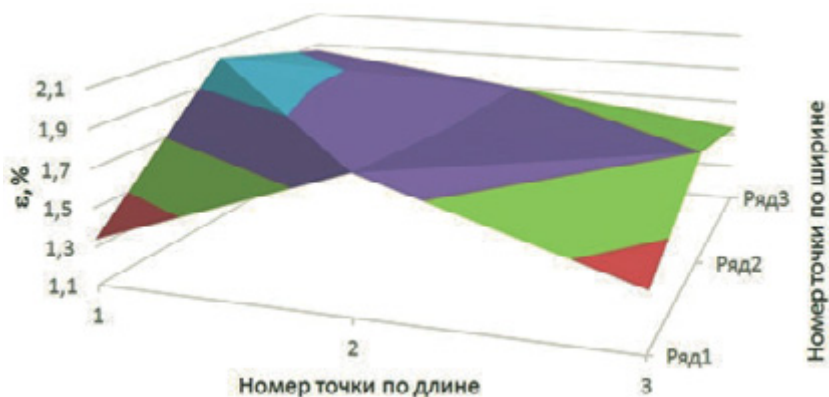


Рис. 2. Значения остаточной пластической деформации после правки свежезакаленной полосы из алюминиевого сплава 2024

Здесь видно, что распределение остаточной деформации достаточно неоднородно, диапазон составляет 1.34...1.86 %, разница между наибольшим и наименьшим значением — около 40 %. Усилие растяжения при назначенном общем относительном удлинении в 2.3 % было 10.8 МН, что соответствует напряжению растяжения 308 МПа.

Судя по данным справочника [4, с. 104], условный предел текучести сплава в закаленном состоянии лежит в пределах 200...250 МПа и может быть повышен старением до 460 МПа. Естественно, что, поскольку правка растяжением осуществляется при степенях деформации более 0.2 %, металл дополнительно подвергается упрочнению и напряжение правки должно оказаться выше условного предела текучести, что и видно при сравнении чисел.

В данное время можно сформулировать гипотезы относительно неравномерности деформации при правке на уровне 40 %, выявленной в промышленном эксперименте. Судя по данным вышеупомянутого справочника, старение сплава при 20 °С начинается уже через 60 мин после проведения закалки. В результате этого начинается рост прочностных свойств. Кромки и середина полосы могли оказаться в различных температурных условиях при вылеживании в цеховой атмосфере и в различной степени подвергнуться естественному старению. Кроме того, напряженно-деформированное состояние при правке оказывается неоднородным: вблизи захватов вместо линейного напряженного состояния возникает объемное. Предстоит выяснить, какое воздействие является решающим.

Литература

1. Логинов Ю. Н., Буркин С. П., Сапунжи В. В. Влияние структуры пресованной полосы алюминиевого сплава 6061 на изменение ее поперечных размеров при правке растяжением // Цветные металлы. 2002. № 7. С. 71–74.
2. Логинов Ю. Н., Середкина М. Ю. Исследование скоростного режима прокатки сляба из алюминиевого сплава с использованием МКЭ // Технология легких сплавов. 2015. № 3. С. 121–126.
3. Логинов Ю. Н., Головнин М. А. Методика определения параметров скоростного упрочнения алюминиевого сплава при горячей прокатке // Металлы. 2017. № 2. С. 33–38.
4. Промышленные алюминиевые сплавы / С. Г. Алиева [и др.]. М. : Металлургия, 1984. 528 с.

УДК 621.774.3

В. О. Невоструев*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*mybox_vlad@mail.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

РАЗНОСТЕННОСТЬ КАК ФАКТОР ВЫБОРА СПОСОБА ОБРАБОТКИ ТРУБ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

На основании рассмотрения вариантов обработки цветных металлов и сплавов обосновано применение прессования полой заготовки в титановом производстве. Показано, что применение полой заготовки позволяет получить трубы повышенной точности. Однако при наличии разностенности в трубных заготовках, предназначенных для холодной обработки, придется учесть характерную для титана анизотропию свойств.

Ключевые слова: прессование, титановые сплавы, анизотропия, прессовый инструмент.

V. O. Nevostruev

DIFFERENCE OF WALL THICKNESS AS A FACTOR OF CHOICE OF A METHOD FOR TREATMENT OF TUBES FROM TITANIUM ALLOYS

Based on consideration of options for processing non-ferrous metals and alloys, the use of extrusion of a hollow billet in titanium production has been substantiated. It is shown that the use of a hollow billet allows to obtain pipes of increased accuracy. However, if there is a difference in wall pipe billets for cold processing, it is necessary to take into account the anisotropy of properties characteristic of titanium.

Keywords: pressing, titanium alloys, anisotropy, pressing tool.

Существует два варианта горячего прямого прессования труб. По первому варианту заготовка выполняется сплошной. Отверстие в заготовке получают непосредственно в цикле прессования, применяя метод прессовой прошивки [1]. Тем самым весь металл заготов-

ки используется для изготовления изделия, за исключением отходов в виде прессостатка и, возможно, пресс-рубашки. Еще более экономичным с позиции энергозатрат окажется метод обратного прессования [2]. Метод прессования сплошного слитка часто применяется в технологии производства полуфабрикатов из тяжелых цветных металлов. Его недостатком является пониженная стойкость иглы, она вынужденно испытывает циклическую смену напряжений сжатия — растяжения, работая при температурах красного свечения. Другим недостатком является отсутствие средств центровки иглы, что приводит к появлению поперечной разностенности.

В технологии обработки легких металлов, например алюминия и его сплавов, наиболее часто отливают полую заготовку, а ее внутреннюю и наружную поверхности обрабатывают резанием, что позволяет добиться отсутствия эксцентриситета. В технологии прессования такого легкого металла, как титан, полость в прессовой заготовке изготавливают заранее, например, обработкой резанием, что позволяет разместить в этой полости иглу и не нагружать ее напряжениями продольного сжатия. Внешняя и внутренняя поверхности заготовки оказываются сцентрированными, что создает возможность достижения минимальной разностенности. Кроме того, здесь создается возможность подачи на поверхность иглы смазки, что снижает трение на инструменте. Вместе с тем, из-за неоднородности температурных полей, граничных условий и механических свойств, разностенность горячепрессованных заготовок все же может иметь место.

Дальнейшая обработка титановых горячепрессованных труб может предполагать холодную прокатку. Здесь следует поставить задачу перераспределения металла в тангенциальном направлении в целях уменьшения разностенности, тем самым повысить параметр точности. Этому может помешать анизотропия свойств, унаследованная от прессования [3], особенно в случае обработки давлением альфа-сплавов титана [4, 5]. Если данный недостаток обнаруживается на этой стадии обработки, придется выбрать такой вариант прессования, который приведет к наименьшим прочностным свойствам материала в тангенциальном направлении. В результате этого исправление разностенности будет облегчено на стадии холодной обработки.

Литература

1. Логинов Ю. Н. Прессование как метод интенсивной деформации металлов и сплавов. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. 156 с.

2. Логинов Ю. Н., Буркин С. П. Энергосбережение в процессах прессования // Цветные металлы. 2002. № 10. С. 81–87.
3. Логинов Ю. Н., Котов В. В. Моделирование процесса прессования трубной заготовки из титанового сплава в программе QFORM 2D/3D // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2010. № 12. С. 36–40.
4. Логинов Ю. Н., Смирнов В. Г., Котов В. В. Обоснование влияния анизотропии на разнотолщинность холоднокатаных труб из титанового сплава // Производство проката. 2008. № 2. С. 28–31.
5. Логинов Ю. Н., Ершов А. А. Аналитическое исследование с использованием МКЭ прессования α -титановых сплавов и прогнозом ориентации текстуры // Технология легких сплавов. 2012. № 3. С. 79–87.

УДК 538.911

А. В. Маркидонов*

Филиал Кузбасского государственного технического университета
имени Т. Ф. Горбачева в г. Новокузнецке, г. Новокузнецк
Новокузнецкий институт (филиал) Кемеровского государственного
университета, г. Новокузнецк

**markidonov_artem@mail.ru*,

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Методом молекулярной динамики проведено исследование влияния упругих и ударных волн на структурные изменения в кристалле алюминия, содержащем одиночные вакансии и их кластеры. Предложен механизм укрупнения вакансионных кластеров ударными волнами.

Ключевые слова: кристалл, вакансия, кластер, волна, моделирование.

A. V. Markidonov

STRUCTURAL CHANGES OF DEFECTED ALUMINUM STRUCTURE UNDER RADIATION EXPOSURE

The molecular dynamics method has been used to study the effect of elastic and shock waves on structural changes in an aluminum crystal containing single vacancies and their clusters. A mechanism for the expansion of vacancy clusters by shock waves is proposed.

Keywords: crystal, vacancy, cluster, wave, modeling.

Известно, что, при высокоэнергетическом радиационном воздействии на материал, атомам сообщается энергия, достаточная для их смещения из узлов кристаллической решетки. Сверхбыстрое образование дефектов в области выбитых атомов приводит к образованию ударных волн [1]. Тем не менее, даже незначительный импульс, сообщенный атому при облучении материала ионами низких энергий, вызывает коллективные атомные смещения, которые представляют

собой продольную волну, радиально распространяющуюся от возмущенного атома [2]. Еще одним источником ударных волн являются области взрывного энерговыделения или термического пика в плотных каскадах атомных столкновений [3]. В данном случае образуются волны, имеющие сферическую форму, с последующей трансформацией во фрагменты плоских волн. В представленной работе описаны структурные перестройки в кристалле алюминия под действием волн методом молекулярной динамики.

Исследование проводилось на трехмерной расчетной ячейке, имитирующей кристаллит алюминия, которая включала в себя 30 000 атомов. Поверхностные эффекты исключались путем использования периодических граничных условий. Взаимодействие между атомами описывалось с помощью потенциала Морзе. Шаг интегрирования уравнений движения равнялся 0.01 пс.

Рассмотрим влияние, оказываемое сферической волной на одиночные вакансии и их комплексы. Для этого вблизи источника волны будем создавать дефекты и наблюдать за их дальнейшей миграцией и структурной перестройкой. Проведенное исследование показало, что, при создании одиночных вакансий, дефекты мигрируют по направлению к источнику волны после прохождения фронта и в дальнейшем объединяются в объемный комплекс. Это процесс обусловлен растягивающими напряжениями, возникающими за фронтом волны, наличие которых является необходимым условием для гомогенного зарождения поры. Таким образом, область термического пика должна являться стоком вакансий.

На следующем этапе исследования в расчетной ячейке создавались агрегаты вакансий. При проведении компьютерных экспериментов будем рассматривать малые вакансионные скопления. Проведенные эксперименты показали, что прохождение ударных волн через различные вакансионные скопления вызывает их трансформацию, в результате которой образуются комплексы, представляющие собой несколько тетраэдров дефекта упаковки [4]. Проведенное дополнительное исследование показало, что образовавшийся после прохождения волны сдвоенный тетраэдр дефектов упаковки остается стабильным при воздействии на него последующих генерируемых волн. После создания ударной волны, сжимающие напряжения фронта при достижении тетраэдра вызывают его деформирование, заключающееся в уменьшении свободного объема, но в дальнейшем агрегат восста-

навликает свою форму. Таким образом, ударная волна преодолевает простейший сдвоенный тетраэдр дефектов упаковки, не смещая его. Следовательно, если создать поток вакансий, то данный дефект может являться основой для гомогенного зарождения поры.

Таким образом, после проведенного исследования можно предложить следующий механизм роста малых вакансионных скоплений. В результате радиационного облучения образуются ударные волны, которые, распространяясь в кристалле, могут вызывать дрейф вакансий. Спонтанно образовавшиеся вакансионные скопления после прохождения ударной волны трансформируются в комплекс, представляющий собой один или несколько тетраэдров дефектов упаковки. Данные образования являются наиболее устойчивыми, и последующие волны не вызывают их трансформации. Малые вакансионные скопления не представляют собой непреодолимое препятствие для подобных волн. Поэтому одиночные вакансии могут быть притянуты к образовавшимся скоплениям в результате прохождения нескольких ударных волн даже при температурах, недостаточных для начала диффузионных процессов (рис. 1). Возможно, именно такой механизм гомогенного образования вакансионных пор реализуется в условиях интенсивного радиационного облучения материалов.

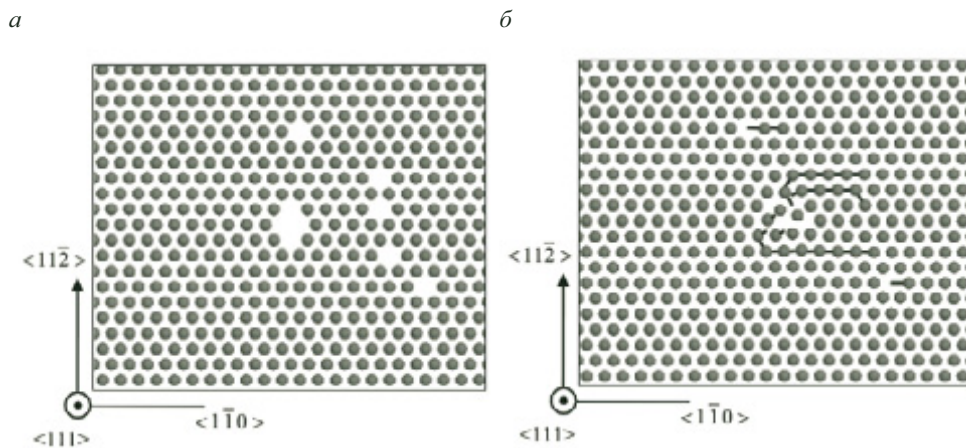


Рис. 1. Фрагмент плоскости $\{111\}$ расчетной ячейки, содержащей одиночные вакансии и их агрегат в начале эксперимента (а) и атомные смещения в конце эксперимента длительностью 5 пс (б) (в направлении $\langle 1-10 \rangle$ распространялась волна, создаваемая путем сообщения группе)

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ
в рамках научного проекта № 18–42–220002 р_а.*

Литература

1. Механизмы кооперативного поведения атомов в кристаллах / А. В. Маркидонов [и др.]. Новокузнецк : филиал КузГТУ в г. Новокузнецке, 2016. 219 с.
2. Радиационные технологии модификации поверхности. I. Ионная очистка и высокодозовая имплантация / В. А. Белоус [и др.] // Физическая инженерия поверхности. 2003. Т. 1, № 1. С. 40–48.
3. Овчинников В. В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т. 178, № 9. С. 991–1001.
4. Маркидонов А. В., Старостенков М. Д., Захаров П. В. Рост малых вакансионных скоплений, инициированный послекаскадными ударными волнами // Письма о материалах. 2012. Т. 2, № 2 (6). С. 111–114.

УДК 669.245:620.172.251

**В. К. Беликова, А. Ф. Гибадуллина, В. А. Хотинков,
С. В. Беликов*, И. Б. Половов**

Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

* *s. v.belikov@urfu.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. Ю. Жиликов

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

В работе проанализированы результаты испытаний на растяжение никель-хром-молибденового сплава С4 при разных температурах. Показано, что, при повышении температуры испытаний, на диаграммах растяжения возникают осцилляции, обусловленные прерывистым течением. Возникновение осцилляций показано с позиции возникновения и разрушения ближнего порядка в твердом растворе сплава С4 в процессе испытаний на растяжение при повышенных температурах.

Ключевые слова: никелевый сплав, ближний порядок, РЭМ, механические свойства, испытания на растяжение.

V. K. Belikova, A. F. Gibadullina, V. A. Khotinov, S. V. Belikov, I. B. Polovov

RESEARCH OF MECHANICAL PROPERTIES OF A CORROSION-RESISTANT NICKEL ALLOY AT DIFFERENT TEMPERATURES

The paper analyzes the tensile test results of a nickel-chromium-molybdenum alloy C4 at different temperatures. It is shown that with an increase in the test temperature in the tensile diagrams, oscillations arise due to the jerky flow. The occurrence of oscillations is discussed from the standpoint of the appearance and destruction of short-range order in a solid solution of C4 alloy during tensile tests at elevated temperatures.

Keywords: nickel alloy, short-range order, SEM, mechanical properties, tensile tests.

Никель-хром-молибденовые сплавы являются одним из основных конструкционных материалов химической промышленности и ядерной энергетики. Их использование обусловлено высокой коррозионной стойкостью как при комнатной, так и при повышенной (до 400 °С) температуре [1, 2]. Также предлагается использовать эти сплавы в среде расплавленных хлоридов при повышенных температурах (350...650 °С) [3].

Известно, что в указанном интервале температур в сплавах системы Ni-Cr-Mo наблюдаются эффекты ближнего и дальнего порядка. Возникновение и разрушение упорядоченных структур сопровождается изменением сил межатомного взаимодействия в сплаве, что отражается на комплексе коррозионно-механических свойств.

В связи с этим цель работы — исследовать и проанализировать комплекс механических свойств коррозионно-стойкого сплава С4 при разных температурах.

Материалом исследования послужил никель-хром-молибденовый сплав С4. Химический состав, мас. %: Cr 14.5...17.5; Mo 14.0...17.0; Fe не более 3.0; P не более 0.020; Ti не более 0.7; Co не более 2.0; Si не более 0.05; S не более 0.010; C не более 0.009; Mn не более 1.0. Для проведения испытаний на растяжение были отобраны пропорциональные плоские образцы. Испытания на растяжение были проведены на разрывной машине Instron 3382 при комнатной температуре, 400 и 650 °С.

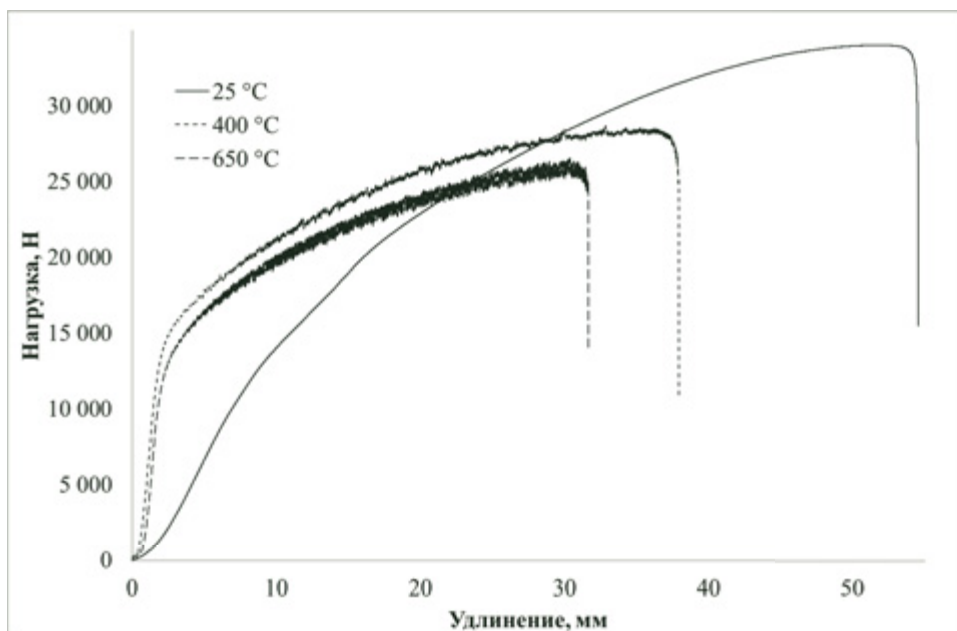
Механические характеристики, определенные при комнатной температуре, характерны для сплава С4 в однофазном аустенитном состоянии. При повышении температуры испытаний, значения предела текучести и временного сопротивления снижаются. Также снижаются пластические характеристики (таблица).

Механические свойства, полученные после проведения испытаний

| Температура испытания, °С | Предел текучести, МПа | Временное сопротивление, МПа | Относительное удлинение, % | Относительное сужение, % |
|---------------------------|-----------------------|------------------------------|----------------------------|--------------------------|
| Комнатная температура | 390 | 785 | 55 | 50 |
| 400 | 320 | 720 | 55 | 35 |
| 650 | 275 | 625 | 45 | 40 |

Диаграмма растяжения сплава С4 при комнатной температуре имеет типичный вид для ГЦК металлов (рисунок). Особенностью механического поведения данного сплава в температурной области 400...650 °С является то, что на кривых растяжения появляются осцилляции. Их причиной является прерывистое течение (ПТ). На диаграмме растяжения при 400 °С, амплитуда колебаний составляет около 450 Н. При повышении температуры испытания до 650 °С, амплитуда колебаний возрастает и равна примерно 900 Н.

Причиной прерывистого течения могут являться различные факторы. Из литературы [4] известно, что для сплавов системы Ni-Cr-Mo таковой является неоднородность твердого раствора, то есть ближний порядок.



Диаграммы растяжения сплава С4 при разных температурах

Таким образом, в работе исследованы механические свойства сплава С4. Установлено, что при повышении температуры испытаний снижаются как механические свойства, так и пластические. Определено, что при повышении температуры испытаний, в сплаве возникает прерывистое течение при растяжении, обусловленное явлением ближнего порядка.

*Работа выполнена при поддержке гранта Президента
Российской Федерации № МК-3146.2019.8.*

Литература

1. Симс С. Т., Столофф Н. С., Хагель У. С. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Кн. 1. М. : Металлургия, 1995. 384 с.
2. Свистунова Т. В. Коррозионно-стойкие сплавы для сред особо высокой агрессивности // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 8. С. 36–42.
3. Corrosion of Nickel-Based Superalloys in Molten Chloroaluminates/I. B. Polovov [et al.] // *ECS Transactions* 2017. Vol. 77, No. 11. P. 753–766.
4. Metcalfe E. Nath B., Wickens A. Some effects of the ordering transformation in Nimonic 80A on the stress relaxation behavior // *Mater. Sci. Eng.* 1984. Vol. 67. № 2. P. 157–162.

**СЕКЦИЯ 2. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
В ЛЕГКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ
ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ
И ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**

УДК 669.295

А. С. Ушакова*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**illarionovag@mail.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. Г. Илларионов

АНАЛИЗ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ПРОТЕКАЮЩИХ В ХОЛОДНОКАТАНОЙ ТРУБЕ ИЗ СПЛАВА VT1-0 ПРИ НАГРЕВЕ

Рассмотрена взаимосвязь эффектов, фиксируемых методом динамического механического анализа на кривой нагрева образца из холоднокатаной трубы из титанового сплава VT1-0 с протекающими превращениями.

Ключевые слова: титановый сплав, труба, динамический механический анализ, холодная деформация, рекристаллизация, снятие напряжений, текстура.

A. S. Ushakova

THE STUDY BY DYNAMIC MECHANICAL ANALYSIS OF TRANSFORMATIONS IN COLD-ROLLED PIPE, ALLOY VT1-0 IN THE HEAT

The interrelation of the effects fixed by the method of dynamic mechanical analysis on the heating curve of a sample from a cold-rolled pipe made of titanium alloy VT1-0 with transformations occurring is considered.

Keywords: titanium alloy, pipe, dynamic mechanical analysis, cold deformation, recrystallization, stress relief, texture.

Сплав технического титана VT1-0 широко используется для получения деформированных полуфабрикатов, в частности, холоднокатаных труб для химической промышленности и энергетики [1]. Окончательной термической обработкой холоднокатаных труб обычно является рекристаллизационный отжиг [2], проводимый выше температуры начала первичной рекристаллизации. В работе [3] на примере

холоднокатаной медной проволоки показана возможность использования метода динамического механического анализа (ДМА) для определения температуры начала рекристаллизации. За критерий начала процесса рекристаллизации в работе [3] взято резкое изменение величины модуля упругости холоднокатаной меди при определенной температуре нагрева в результате изменения ее текстуры за счет развития процесса рекристаллизации. Эффект изменения текстуры при рекристаллизации характерен и для титановых сплавов [4]. Цель настоящей работы — рассмотрение возможностей использования метода ДМА для анализа превращений, протекающих при нагреве холоднокатаной трубы из титанового сплава ВТ1-0.

Кривая изменения модуля упругости от температуры нагрева холоднокатаного сплава ВТ1-0, полученная на приборе DMA DMA 242 С фирмы NETZSCH, представлена на рис. 1. Образцы нагружали по схеме трехточечного изгиба циклической нагрузкой в 2 Н с частотой 1 Гц.

Анализ кривой нагрева (рис. 1, *a*) показал, что, при значениях температуры близких к комнатной, сплав ВТ1-0 имеет величину модуля упругости около 109 ГПа, что соответствует экспериментальным значениям, полученным в литературе [4]. С повышением температуры нагрева вплоть до 600 °С наблюдается характерное для данного сплава [1] преимущественное снижение модуля упругости, но ход кривой немонотонный, в интервале температур 275...340 °С фиксируется локальный минимум (рис. 1, *a*), который, по нашему мнению, связан с протеканием процесса релаксации остаточных напряжений в холоднокатаном сплаве. В пользу этого говорят два факта. Во-первых, такого же вида эффект на кривой ДМА, связанный с релаксацией напряжений, наблюдали при нагреве холоднокатаной латуни ЛС59-1 [5], но при более низких температурах, очевидно, из-за более низкой температуры плавления меди по сравнению с титаном. Во-вторых, о том, что фиксируемый интервал температур характерен для релаксации напряжений в титане, свидетельствуют рекомендуемые для ВТ1-0 температуры неполного отжига (445...485 °С) [2], который используется для снятия остаточных напряжений и его температуры берутся на 100...150 °С выше температурного диапазона релаксации напряжений, то есть диапазона 295...345 °С, достаточно близкого к полученному на рис. 1, *a*.

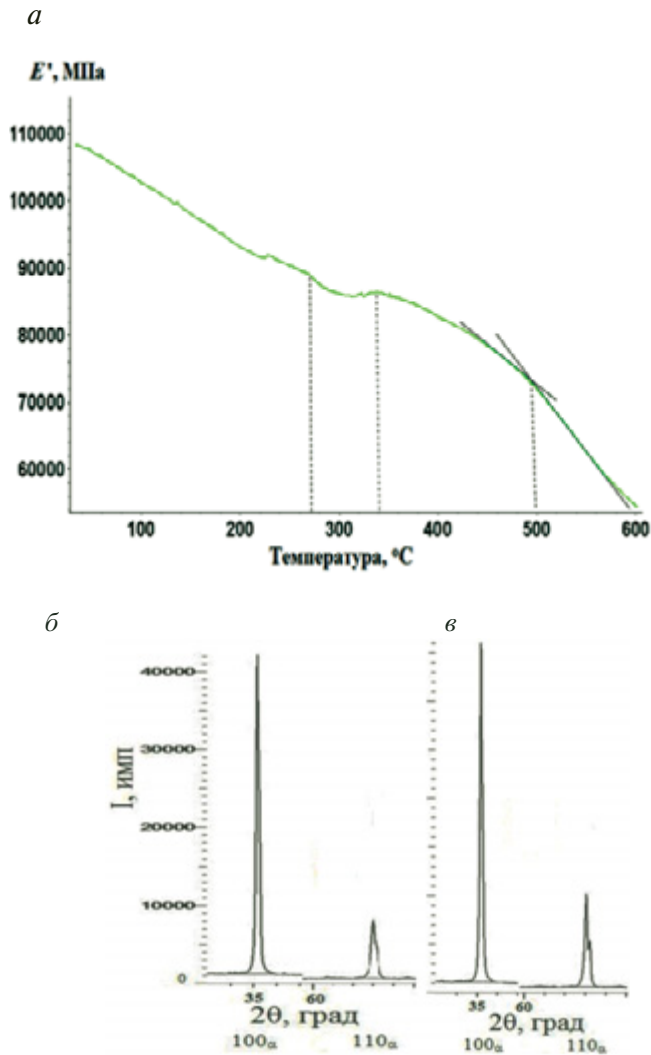


Рис. 1. Зависимость для сплава ВТ1-0 модуля упругости E от температуры нагрева со скоростью $20^\circ/\text{мин}$ с характерными температурами (*a*) и участки дифрактограмм с поперечного сечения трубы после отжига 500°C (*б*) и 550°C (*в*)

Кроме рассмотренного минимума, на кривой нагрева наблюдается в районе температуры 500°C «перелом», определенный по пересечению касательных к кривой (см. рис. 1, *a*). Такого же рода «перелом», связанный с изменением текстурного состояния меди в результате начала развития первичной рекристаллизации, фиксировали в рабо-

те [3]. То, что в нашем случае температура «перелома» $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ соответствует температуре начала первичной рекристаллизации, подтверждают данные микроструктурных исследований отожженных образцов (рис. 2). Именно при температуре отжига $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ появляются первые зародыши рекристаллизованных зерен (показаны стрелками на рис. 2, *a*), а повышение температуры отжига способствует увеличению их количества (рис. 2, *б*).

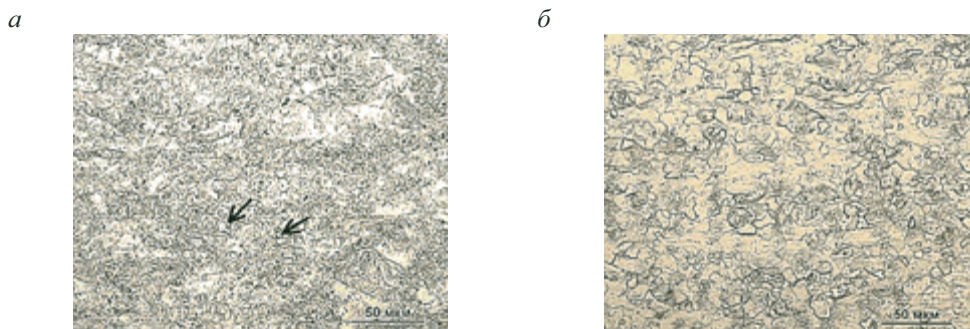


Рис. 2. Структура сплава VT1-0 после отжига при $^{\circ}\text{C}$ 500 (*a*) и $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ (*б*)

Связь наблюдаемого «перелома» на кривой ДМА с изменением текстуры в сплаве VT1-0 в результате развития рекристаллизационных процессов согласуется с данными рентгеноструктурного анализа отожженных образцов при температурах $500, 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ (см. рис. 1, *б*). В соответствии с ними именно выше $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит увеличение интенсивности линии 110α , что характерно для изменения текстурного состояния сплава в ходе развития процесса рекристаллизации [4].

Таким образом, с использованием метода ДМА установлено, что, при нагреве холоднокатаной трубы из сплава титана VT1-0 до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, в диапазоне температур $275\text{...}340\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит релаксация остаточных напряжений, а выше $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ получают развитие процессы первичной рекристаллизации, приводящие к изменению текстурного состояния сплава с формированием характерного «перелома» на кривой изменения модуля упругости.

Литература

1. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. М.: Металлургия, 1974. 367 с.

2. Колачев Б. А., Габидуллин Р. М., Пигузов Ю. В. Технология термической обработки цветных металлов и сплавов. М. : Metallurgy, 1980. 280 с.
3. Способ изучения рекристаллизации / Ю. Н. Логинов, С. Л. Демаков, А. Г. Илларионов, С. И. Степанов, М. А. Иванова : пат. № 2496103; 2013 ; приоритет от 01.03.2012 г.
4. Цвиккер У. Титан и его сплавы. М. : Metallurgy, 1979. 512 с.
5. Изменение структурно-фазового состояния, физических и механических свойств холоднодеформированной свинцовой латуни при нагреве / А. Г. Илларионов, Ю. Н. Логинов, С. И. Степанов, С. М. Илларионова, П. С. Радаев // МиТОМ. 2019. № 4. С. 39–44.

УДК 669.295/620.172

**А. В. Желнина^{1,2*}, М. С. Калиенко^{1,2}, Н. В. Шетников¹,
А. В. Трубочкин¹, А. Г. Илларионов², А. А. Попов²**

¹ Корпорация ВСМПО-АВИСМА, г. Верхняя Салда

² Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*avzhelnina@gmail.com

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук А. А. Попов

ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА ДИСПЕРСНОСТЬ ВТОРИЧНОЙ α -ФАЗЫ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Ti-10V-2Fe-3Al

В работе установлено, что повышение содержания углерода в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al с 0.008 до 0.063 мас. % приводит к повышению дисперсности вторичной α -фазы в состаренном состоянии, что обуславливает увеличение твердости.

Ключевые слова: титановый сплав Ti-10V-2Fe-3Al, углерод, вторичная α -фаза, твердость по Виккерсу, область когерентного рассеяния.

**A. V. Zhelnina, M. S. Kalienko, N. V. Schetnikov,
A. V. Trubochkin, A. G. Illarionov, A. A. Popov**

THE EFFECT OF CARBON ON PRECIPITATION OF α -PHASE AND HARDNESS OF Ti-10V-2Fe-3Al ALLOY

It was determined in this study that the increase of carbon content from 0.008 up to 0.063 wt. % leads to increment of secondary α -phase dispersion at aged state which in turn causes the growth of hardness.

Keywords: Ti-10V-2Fe-3Al alloy, carbon, secondary α -phase, Vickers hardness, coherent scattering region.

Титановый сплав Ti-10V-2Fe-3Al нашел широкое применение в авиастроении для изготовления высокопрочных конструктивных элементов планера и узлов группы шасси [1]. Формирова-

ние высокопрочного состояния в этом сплаве реализуется в процессе упрочняющей термической обработки. В работе [2] были представлены диаграммы распада сплава Ti-10V-2Fe-3Al при изотермической обработке в интервале температур 250...800 °С. На предыдущем этапе нашей работы было установлено, что, с повышением содержания углерода в сплаве, прочность сплава в термически упроченном состоянии заметно возрастает [3]. Однако природа данного явления не была рассмотрена детально. Поэтому целью настоящей работы было исследовать влияние углерода на прочностные свойства и динамику старения сплава Ti-10V-2Fe-3Al.

Исходным материалом для исследования были прутки из сплава Ti-10V-2Fe-3Al производства ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Проведено исследование сплава Ti-10V-2Fe-3Al с различным содержанием углерода, мас. % С: состав № 1 — 0.008; состав № 2 — 0.063.

Исследование проведено на образцах после упрочняющей термической обработки, включающей: закалку с температуры ($\alpha + \beta$)-области с охлаждением в воде и со старением при температуре 500 °С с выдержкой 2...32 ч.

Твердость по Виккерсу определяли на твердомере DuraScan50 при нагрузке 1 кг. Исследование микроструктуры образцов проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Quanta 3D FEG. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) образцов проводили с использованием дифрактометра Bruker D8 Advance. Полнопрофильный анализ полученных дифрактограмм проводили в программе TOPAS 3, К-фактор (shape factor) равен 0.89 [4].

На рис. 1, а представлены результаты исследования динамики старения сплава с различным содержанием углерода. После первой ступени обработки, сплав с минимальным и максимальным исследуемым содержанием углерода имеет твердость по Виккерсу 287 и 294 HV соответственно. В результате старения наблюдается прирост твердости за счет дисперсионного упрочнения. Твердость образцов сплава, содержащего 0.063 вес. %, в исследованном диапазоне времени старения в среднем больше на 8 %, чем у образцов сплава, содержащего 0.008 вес. %. С увеличением времени выдержки при старении с 2 до 32 ч наблюдается снижение твердости образцов сплавов.

Наблюдается существенное отличие размеров пластинок вторичной α -фазы (рис. 2, а-г), которые имеют большую толщину и длину в образцах сплава № 1 по сравнению с образцами сплавов № 2. По-

лученные методом РСФА результаты подтверждают выводы, сделанные по результатам сравнительной оценки дисперсности вторичной α -фазы по данным РЭМ (рис. 1, б). Зависимость твердости от времени выдержки согласуется с ранее полученными данными [3]. Таким образом, наблюдаемое отличие твердости сплавов после старения связано с отличием дисперсности, образующейся при старении вторичной α -фазы.

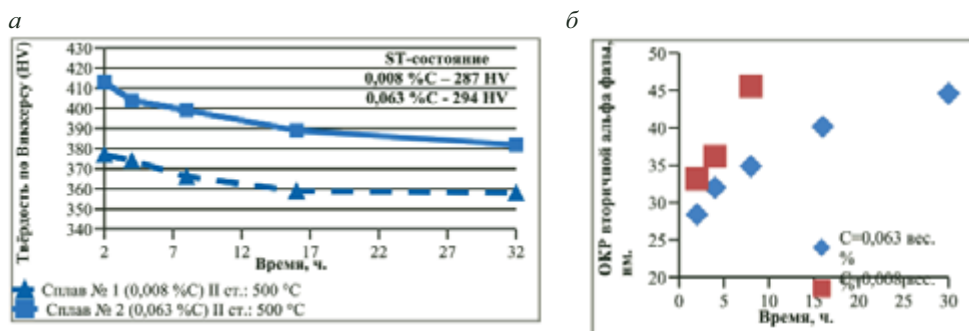


Рис. 1. Зависимость (а) твердости по Виккерсу и (б) размеров ОКР вторичной α -фазы от времени выдержки при старении $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ сплава Ti-10V-2Fe-3Al состава № 1 и 2

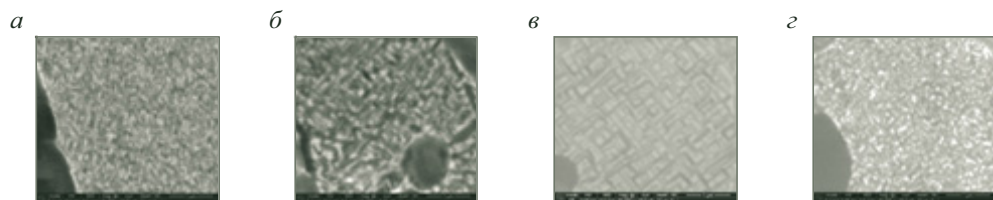


Рис. 2. Микроструктура сплава Ti-10V-2Fe-3Al после старения при температуре $500\text{ }^{\circ}\text{C}$:

а — 2 ч (сплав № 2); б — 32 ч (сплав № 2); в — 8 ч (сплав № 1), г — 8 ч (сплав № 2)

По результатам работы установлено, что в термически упрочненном состоянии сплав с содержанием углерода 0.063 мас. % имеет более высокие значения твердости, чем сплав, содержащий 0.008 мас. % углерода, что связано с большим вкладом от твердорастворного и дисперсионного упрочнения при более высоком содержании углерода. Повышение содержания углерода в сплаве Ti-10V-2Fe-3Al при сопоставимых температуре и времени выдержки при старении, вероятнее

всего, инициирует увеличение количества центров зарождения вторичной α -фазы, что приводит к выделению более дисперсной вторичной α -фазы при старении сплава.

Литература

1. State of the art in beta titanium alloys for airframe applications / J. D. Cotton [et. al.] // JOM. 2015. Vol. 67, № 6. P. 1281–1303.
2. Изотермический распад β -твердого раствора в титановом сплаве Ti-10V-2Fe-3Al / А. Г. Илларионов [и др.] // МиТОМ. 2016. № 11. С. 36–41.
3. Effect of carbon content on the structure and mechanical properties of Ti-10V-2Fe-3Al alloy / A. V. Zhelnina [et. al.] // KnE Engineering. 2019. T. 1, №. 1. P. 170–175.
4. TOPAS. v3 General profile and structure analysis software for powder diffraction data: User's manual. Karlsruhe, Germany : Bruker AXS, 2005. P. 88.

УДК 539.422.3

А. Э. Свирид*, Е. С. Белослудцева, А. В. Пушин

Институт физики металлов имени М. Н. Михеева Уральского отделения
Российской академии наук, г. Екатеринбург

*svirid2491@rambler.ru

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. Г. Пушин

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДВУХ СИСТЕМ Cu-Ni-Al И Ni-Mn-Fe

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ПЭМ и РЭМ), дифракции электронов и рентгеновских лучей исследована микроструктура сплавов двух систем Cu-Al-Ni и Ni-Mn-Fe, определен фазовый состав всех исследованных сплавов, изучен и проанализирован характер изломов при деформации до разрушения.

Ключевые слова: термоупругое мартенситное превращение, длиннопериодная кристаллическая решетка, электронно-микроскопические исследования, фрактография, хрупкость.

A. E. Svirid, E. S. Belosludtseva, A. V. Pushin

COMPARATIVE ELECTRON-MICROSCOPIC STUDY OF SHAPE MEMORY OF SYSTEMS Cu-Ni-Al AND Ni-Mn-Fe ALLOYS

The microstructure of alloys in a wide range of chemical compositions has been studied by transmission and scanning electron microscopy, diffraction of electrons and X-rays. The phase composition of all investigated alloys and the mechanism of the fracture under deformation have been determined.

Keywords: thermoelastic martensitic transformation, long-period lattice, electron-microscopic studies, fractography, brittleness.

Наиболее острой проблемой, затрудняющей практическое при-
менение многих поликристаллических бинарных и много-
компонентных интерметаллических атомно-упорядоченных сплавов
на основе титана, никеля и меди с эффектами памяти формы (ЭПФ),

являются их сравнительно низкие прочностные, пластические и усталостные характеристики и склонность к хрупкому разрушению. Так, поликристаллические сплавы Cu-Al-Ni испытывают хрупкое интеркристаллитное разрушение уже после деформации на 2...3%. К основным причинам такого разрушения относят: очень большую упругую анизотропию их метастабильного аустенита; крупные размеры зерен; наличие зернограничных сегрегаций и выделений охрупчивающих фаз.

В настоящей работе представлено сравнительное исследование сплавов с ТМП и обусловленных ими (ЭПФ) двух систем легирования Cu-Ni-Al (9...14 мас. %) и Ni-Mn-Fe (5...15 ат. %). Показано, что общей особенностью изучаемых сплавов по данным ПЭМ является мультипакетная морфология попарно двойникованных мартенситных фаз [1, 2].

К основным кристаллоструктурным характеристикам пакетной морфологии мартенсита относятся плоские границы первичных попарно двойниково-ориентированных кристаллов и внутренних наддвойников с кристаллографическими габитусами близкими $\{110\}\beta$ и ориентационные соотношения по типу Бейна. Наблюдаемая морфология мартенсита в целом типична и для мартенсита в монокристаллических сплавах тех же составов. В монокристаллах низкомодульных цветных сплавов с ЭПФ это обстоятельство ответственно за их высокую структурно-фазовую и физико-механическую обратимость при реализации ТМП под влиянием температуры или внешней нагрузки. Однако, как правило, высокая хрупкость данных сплавов в поликристаллическом состоянии исключает практическую реализацию в них эффектов термомеханической памяти и сверхупругости. Поэтому установление причин хрупкости и их устранение представляет важную научно-практическую задачу.

Фрактографическое изучение сплавов было выполнено с помощью РЭМ во вторичных электронах на образцах после испытаний до разрушения. На рис. 1, а приведено изображение изломов образцов состава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ и $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{35}\text{Fe}_{15}$. Видно, что разрушение происходит как по транскристаллитному (в основном по границам зерен), так и по интеркристаллитному типу (в основном по стыкам пакетов мартенситных кристаллов внутри зерна). Это зависит от расположения пакетов мартенситных пластин относительно направления распространения трещины разрушения. Если плоскость пакета расположена вдоль трещины, то происходит хрупкое разрушение (рис. 1, а). Такое поведение можно объяснить концентрацией напряжений в определенных обла-

стях поликристаллического сплава. А если трещина развивается перпендикулярно или под углом к габитусу мартенситных пластин пакета, то имеет место хрупковязкий характер разрушения. При большем увеличении, на поверхности изломов можно наблюдать некоторое количество областей, характеризующихся пластинчатым рельефом.

Характер разрушения при растяжении образцов крупнозернистых сплавов, как правило, являлся межзерненным хрупким, а в более мелкозернистых сплавах он становился вязким (рис. 2, *a*, *б*) или смешанным вязкохрупким (рис. 2, *в*, *г*). При этом, по данным механических испытаний, при комнатной температуре изменялись предел прочности σ_B , предел текучести σ_M , относительное удлинение δ . Повышение механических свойств сплавов было обусловлено измельчением зеренной структуры β -аустенита и пакетной субструктуры. Так, для мелкозернистых сплавов с 9.2 и 9.5 мас. % Al, величина относительного удлинения сохраняется на хорошем уровне (более 10 %), а для остальных сплавов с содержанием алюминия 10...14 мас. % она не превышает 5 %.

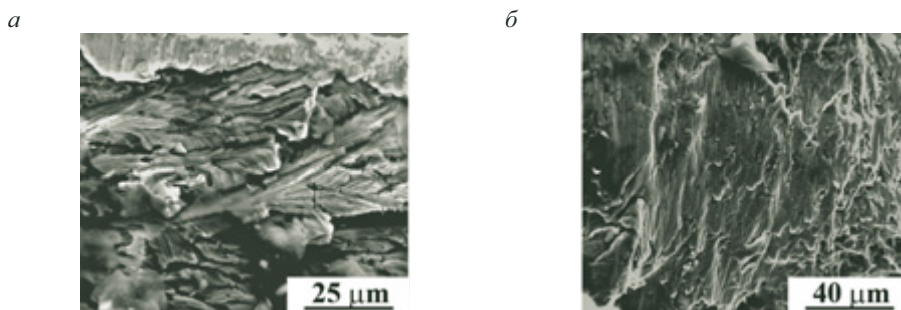


Рис. 1. Фрактография сплавов (*a*) $Ni_{50}Mn_{45}Fe_5$, (*б*) $Ni_{50}Mn_{35}Fe_{15}$

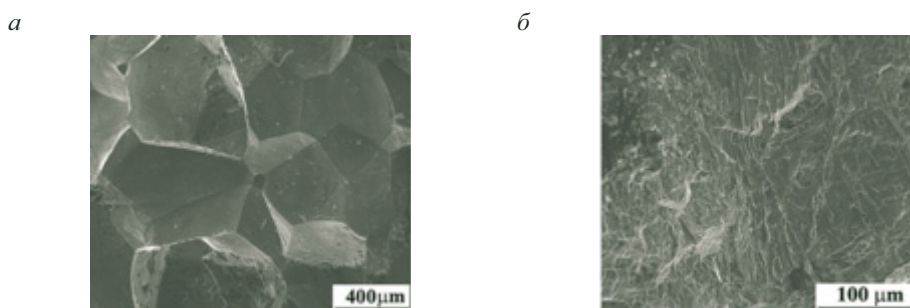


Рис. 2. Фрактография сплавов (*a*) Cu-14% Al-3% Ni, (*б*) Cu-9.2% Al-3% Ni

*Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура») г.р.
№ АААА-А18–118020190116–6 и при поддержке гранта
РФФИ 18-32-00529 мол_а.*

Литература

1. Влияние легирования алюминием на структуру, фазовый состав и термоупругие мартенситные превращения в тройных сплавах Ni-Mn-Al / Е. С. Белослудцева [и др.] // ЖТФ. 2015. Т. 85, вып. 9. С. 55–59.
2. Влияние термомеханической обработки на структурно-фазовые превращения в сплаве Cu-14Al-3Ni с эффектом памяти формы, подвергнутом кручению под высоким давлением / А. В. Лукьянов [и др.] // ФММ. 2018. Т. 119, № 4.

УДК 538.9/669.1

А. А. Свиридова*, С. Б. Рыбалка, М. В. Иванова, С. В. Кипень

Брянский государственный технический университет, Брянск

*kineticx@bk.ru

ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ ОБРАТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ В РАМКАХ МОДЕЛИ КОЛМОГОРОВА

Проанализирована кинетика индуцированного водородом обратного фазового превращения в магнитотвердом сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ в рамках кинетической модели Колмогорова. Получено кинетическое уравнение в рамках кинетической теории фазовых превращений Колмогорова, хорошо описывающее изотермическую кинетическую диаграмму обратного фазового превращения в сплаве $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ в зависимости от температуры превращения.

Ключевые слова: кинетика, фазовые переходы, магнитные сплавы.

A. A. Sviridova, S. B. Rybalka, M. V. Ivanova, S. V. Kipen

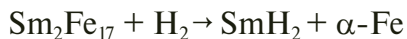
KINETICS DESCRIPTION OF REVERSE PHASE TRANSFORMATIONS IN $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ ALLOY ON THE BASIS OF KOLMOGOROV'S MODEL

The kinetics of the hydrogen induced reverse phase transformation in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ hard magnetic alloy has been analyzed in framework of Kolmogorov's kinetic model. It is obtained the kinetic equation on the basis of Kolmogorov's kinetic theory of the phase transformations that well described the isothermal kinetic diagram of reverse phase transformation in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy in dependence on transformation temperature.

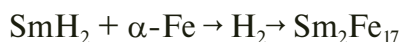
Keywords: kinetics, phase transitions, magnetic alloys.

The well known HDDR-process (Hydrogenation-Decomposition-Desorption-Recombination) is new perspective technology in respect of R_2M_{17} type alloys ($\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$, Y_2Fe_{17} etc.) for permanent magnets allows improve their structure and magnetic properties by hydrogen-induced reversible phase transformations [1]. In particular, at HDDR-treatment the $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy undergoes the direct hydrogen-induced phase transformation at tempera-

tures above 500 °C with decomposition of initial alloy on hydride SmH_2 phase and α -phase of Fe that can be described by the following phase scheme [1]:



Further, in vacuum (~ 1 Pa) take place the reverse transformation with recombination process of decomposed phases into initial $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ phase [1, 2]:



The reverse transformation kinetic peculiarities for $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy have been established earlier in work [2] and was established diffusive-controlled character of such transformations. In this study the main goal is analysis of transformation peculiarities in framework of the Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA) theory [3–5]. The results of studying a reverse hydrogen-induced phase transformation in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy [2] then below were analysed in framework of the KJMA theory. In accordance with KJMA theory [3–5], a degree of transformation f can be described by the following expression:

$$f = 1 - \exp(-kt^n), \quad (1)$$

where t is a transformation time and k and n are kinetic variables. It is known [3] that if the experimental results reconstruct in coordinates $\ln[-\ln(1-f)]$ versus $\ln t$, it is possible to establish a kinetic constant n that gives us some important information about the most probable mechanisms of transformations. On the other hand, in accordance with the Kolmogorov theory the kinetic constant $n = 4$ or $n = 3$ [3, 5, 6], but in case when the saturation of nucleation sites occurs at the initial stage of transformation in accordance with Cahn's approach kinetic constant value n can be decreased to 2 or 1. In our case from experimental data [2] it is shown that the kinetic constant value $n \approx 1$ after 50 % of transformation. In accordance with [3–6] the kinetic coefficient k (that is proportional to the nucleation rate and growth) can be approximated in dependence on transformation temperature T by following equation:

$$k \approx aT e^{-\frac{U}{RT}}, \quad (2)$$

where T is a transformation temperature (K), R is the gas constant, U is the activation energy of transformation and a is the constant that depends on transformation temperature. Then, substitute equation (2) into equation (1) we can obtain kinetic equation for volume of the transformed area f in dependence on transformation time t and temperature T :

$$f = 1 - \exp\left(aTe^{-\frac{U}{RT}}t^n\right), \quad (3)$$

where t is a transformation time (s), T is a transformation temperature (K), $R = 8.31 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$ is the gas constant, $U = 250 \text{ kJ}/\text{mol}$ is the activation energy of transformation [7] and kinetic constant $n = 1$. Then, the kinetic coefficient value that was calculated from Eq. (2) $a = 29.97 \cdot 10^6 (\text{s}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$. In Fig. 1, a is shown the dependence kinetic coefficient k on transformation temperature T for reverse hydrogen-induced phase transformation in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy calculated by Eq. (2). Further, from Eq. (3) we can obtain the time t on dependence of some degree of transformation f and transformation temperature T :

$$t = \left(\frac{\ln\left(\frac{1}{1-f}\right) e^{\frac{U}{RT}}}{aT} \right)^{1/n}, \quad (4)$$

where t is a transformation time (s), T is a transformation temperature (K), $R = 8.31 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})$ is the gas constant, $U = 250 \text{ kJ}/\text{mol}$ is the activation energy of transformation [7], $a = 29.97 \cdot 10^6 \text{ s}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ and kinetic constant $n = 1$. As can be seen from Fig. 1. b the isothermal kinetic diagram calculated by Eq. (4) well approximate experimental kinetic data transformation from work [2].

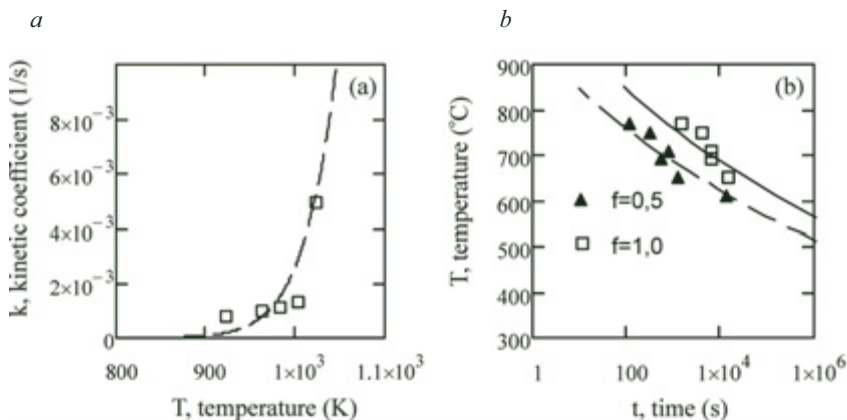


Fig. 1. Kinetic coefficient k dependence on transformation temperature T for reverse hydrogen-induced phase transformation in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy (a); isothermal kinetic diagram for reverse hydrogen-induced phase transformation in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy calculated by Eq. (4) for various transformation degree f (dots — experimental data) (b)

Finally, kinetic equation of form Eq. (4) obtained on the base of Kolmogorov's kinetic theory can be used for calculation of isothermal kinetic diagram of hydrogen induced reverse phase transformations in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloy.

References

1. Liu Yi, Sellmyer D. J., Shindo D. Handbook of Advanced Magnetic Materials. Boston : Springer, 2006. 1802 p.
2. The kinetics of hydrogen-induced diffusive phase transformations in $\text{Sm}_2\text{Fe}_{17}$ alloys / V. A. Goltsov, E. V. Dodonova, S. B. Rybalka, K. P. Skokov, Yu. G. Pastushenkov // Int. J. Nuclear Hydrogen Production and Applications. 2009. Vol. 2, No. 1. P. 42–54.
3. Christian J. W. The Theory Transformations in Metals and Alloys. Oxford : Pergamon Press, 2002. 1193 p.
4. Cahn J. W. The kinetics of grain boundary nucleated reactions // Acta Metallurgica. 1956. Vol. 4, № 5. P. 449–459.
5. Kolmogorov A. N. To the statistical theory of a crystallization of metals // Izv. Akad. Nauk USSR, Ser. Matem. 1937. Vol. 1, № 3. P. 355–359.
6. Lyubov B. Ya. The kinetic theory of phase transformations. M : Metallurgiya, 1969. 263 p.
7. Coey J. M. D. Interstitial intermetallics // J. Magn. Magn. Mater. 1996. Vol. 159. P. 80–89.

УДК669.295

Г. Т. Зайнетдинова*, Ф. В. Макаров, О. А. Малов

Московский авиационный институт (национальный
исследовательский университет), г. Москва

*GZaynetdinova@gmail.com,

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук С. В. Скворцова

МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКА ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПСЕВДО- β -ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ВВЕДЕНИИ ВОДОРОДА

Изучены механизм и кинетика изотермических фазовых превращений в титановом сплаве ТС6, легированном водородом. Показано, что легирование водородом способствует выделению интерметаллида из β -фазы и препятствует образованию α -фазы. На стадии предвыделения происходит расщепление β -твердого раствора на микрообъемы.

Ключевые слова: интерметаллид титана, концентрация, фазовый состав, водород, легирование.

G. T. Zaynetdinova, F. V. Makarov, O. A. Malov

MECHANISM AND KINETICS OF ISOTHERMAL PHASE TRANSFORMATIONS IN NEAR β -TITANIUM ALLOY WITH HYDROGEN

The mechanism and kinetics of isothermal phase transformations in TS6 titanium alloy with hydrogen were studied in this work. It was shown that hydrogen alloying provided precipitation of intermetallide from β -phase and prevented formation of α -phase. β -Solid solution split took place on pre-precipitation stage on microvolumes.

Keywords: titanium intermetallide, concentration, phase composition, hydrogen, alloying.

Дополнительное легирование водородом в титановых сплавах создает возможность создания в них структур, которые невозможно получить традиционными способами обработки.

Титановый сплав ТС6 (Ti-3Al-7V-4Mo-10Cr-1Zr) хорошо обрабатывается давлением в закаленном состоянии, однако в процессе низ-

котемпературного старения, помимо выделения α -фазы, в нем может происходить эвтектоидный распад β -фазы с выделением интерметаллида, что приводит к охрупчиванию. В связи с этим данный сплав в последнее время практически не применяется. Использование термоводородной обработки (ТВО) дает новые возможности управления процессами выделения интерметаллида и создания композитной трехфазной ($\alpha + \beta +$ интерметаллид)-структуры, недостижимой при использовании традиционных методов термической обработки.

Исследования проводили на образцах, вырезанных из листового полуфабриката сплава ТС6 (Ti-3Al-7V-4Mo-9.5Cr-1Zr) толщиной 2 мм, полученного по промышленной технологии. Насыщение образцов водородом до концентраций 0.1...1.4 мас. % проводили при температуре 700 °С в установке Сивертса. После поглощения заданного количества водорода, образцы выдерживали при равновесном давлении в течение 3 ч для завершения диффузионных процессов и охлаждали до нормальной температуры со скоростью около 1 К/с.

Термическую обработку проводили в печах с воздушной атмосферой СНОЛ-1.6.2,5.1/9-И4. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Zeiss Axio-Observer с использованием цифровой системы получения и анализа изображений ImageExpert Pro 3. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили в фильтрованном излучении CuK_α на дифрактометрах ДРОН-4 и ДРОН-7.

Известно, что дополнительное легирование сплава ТС6 водородом способствует образованию в нем интерметаллидных соединений типа Ti_xCr_y . Установлено, что введение в сплав водорода до концентраций не более 0.4 % повышает стабильность β -фазы по отношению к α -фазе, поэтому при температуре 700 °С в сплаве формируется однофазное β -состояние. При содержании водорода более 0.4 %, β -фаза становится нестабильной и происходит выделение интерметаллидного соединения типа Ti_xCr_y .

Далее были изучены фазовые и структурные превращения в сплаве, содержащем 0.6 и 1 % водорода, в изотермических условиях.

Образцы, содержащие 0.6 % водорода, нагревали до температуры 950 °С (то есть до β -области), а затем переносили в печь с температурой 400...800 °С. Время изотермической выдержки варьировали от 30 мин до 100 ч.

Металлографические и рентгеноструктурные исследования показали, что при температурах 400 и 500 °С даже 100-часовой выдерж-

ки недостаточно для начала процессов распада β -фазы с выделением α -фазы и (или) интерметаллида. Изотермическая выдержка при 600 °С длительностью от 30 мин до 5 ч приводит к постепенному увеличению полуширины максимумов β -фазы на дифрактограммах, что свидетельствует о протекании процессов, связанных с диффузионным перераспределением легирующих элементов и образованием химической микронеоднородности β -твердого раствора. Выделение интерметаллида наблюдалось после 10-часовой выдержки. Одновременно было зафиксировано расслоение β -фазы на два твердых раствора, что выражалось в «раздвоении» ее дифракционных максимумов. При дальнейшем увеличении времени выдержки, количество выделяющейся интерметаллидной фазы возрастает. Рост интенсивности рефлексов интерметаллида сопровождается увеличением интенсивности максимумов β -фазы, расположенных под меньшими брэгговскими углами, и уменьшением интенсивности ее максимумов, расположенных под большими брэгговскими углами. Таким образом, выделение интерметаллида происходит в микрообъемах β -фазы с меньшим периодом кристаллической решетки, то есть обедненных водородом и обогащенных хромом. Равновесие в системе достигается после 50-часовой выдержки. Фазовый состав сплава представлен β -фазой, обогащенной водородом и обедненной хромом, и интерметаллидным соединением Ti_xCr_y .

Механизм образования интерметаллидного соединения в процессе изотермической выдержки при 700 °С аналогичен описанному выше. Однако, вследствие активизации процессов диффузии элементов замещения, выделение интерметаллида наблюдается уже после 60-минутной выдержки, а равновесие достигается после 35 ч.

Повышение температуры изотермической обработки до 800 °С приводит к существенному замедлению процессов распада β -фазы, что связано с повышением ее термической стабильности и уменьшением движущей силы превращения. Начальные этапы выделения интерметаллидного соединения наблюдаются после 15-часовой выдержки.

Температура нагрева до β -области образцов из сплава ТС6, легированного 1 % водорода, составляла 1050 °С. Низкотемпературную изотермическую обработку проводили при той же температуре и времени выдержки, что и для образцов с 0.6 % Н.

Проведенные рентгеноструктурные и металлографические исследования выявили аналогичный описанному выше механизм выделения

интерметаллидного соединения. Отличие состояло лишь в кинетике превращения: начало выделения интерметаллидного соединения наблюдали при бóльшем времени выдержки, так как водород затрудняет диффузию основных легирующих элементов замещения.

Установлено, что стадии образования интерметаллида предшествует перераспределение атомов водорода и β -стабилизаторов и расслоение β -фазы на два раствора. С течением времени обогащенные хромом и обедненные водородом микрообъемы β -фазы переходят в интерметаллид Ti_xCr_y , а стабилизированные водородом микрообъемы β -фазы сохраняются в структуре.

УДК 669.29

Д. С. Савостин*, А. С. Соловьев, С. С. Слезов

Московский авиационный институт (национальный
исследовательский университет), г. Москва

**denis.savostin2012@yandex.ru*

РАСЧЕТ МОЛИБДЕНОВОГО ЭКВИВАЛЕНТА СКАНДИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

Скандий, благодаря своему уникальному набору физико-химических свойств, является перспективным легирующим элементом в титановых сплавах. При этом на данный момент влияние скандия на титан является малоизученным. В частности, о влиянии скандия на температуру полиморфного превращения титана известно немного.

Ключевые слова: скандий, легирование, молибденовый эквивалент, титановые сплавы, полиморфное превращение, полиморфизм.

D. S. Savostin, A. S. Solovyov, S. S. Slezov

CALCULATION OF MOLIBDENE EQUIVALENT OF SCANDIUM IN TITANIUM ALLOYS

Scandium, due to its unique set of physicochemical properties, is a promising alloying element in titanium alloys. At the same time, the effect of scandium on titanium is poorly understood. In particular, little is known about the effect of scandium on the temperature of polymorphic transformation of titanium.

Keywords: key scandium, doping, molybdenum equivalent, titanium alloys, polymorphic transformation, polymorphism.

Титановые сплавы используются в различных областях промышленности и техники. Особенно титановые сплавы востребованы в авиационной и космической отраслях, где к ним применяются особо жесткие требования. По этой причине модифицирование титановых сплавов с помощью легирования, а также различных видов и методов обработок (термической, механической и др.) является одной

из важнейших областей при их создании. Скандий, благодаря своему уникальному набору физико-химических свойств, является перспективным легирующим элементом в титановых сплавах. При этом на данный момент влияние скандия на титан является малоизученным. В частности, о влиянии скандия на температуру полиморфного превращения титана известно немного.

В работе [1] показана взаимосвязь неограниченной растворимости элементов в титановых сплавах и их влияние на температуру полиморфного превращения титана. Так, элементы, обладающие областью неограниченной растворимости в титане, снижают температуру полиморфного превращения. Также в работе [2] показано, что в β -фазе титана полностью растворяются лишь переходные элементы, имеющие $d-s$ электронную оболочку с неспаренными электронами, а также электронной концентрацией 4...6. К подобным элементам относятся ванадий, хром, цирконий, вольфрам и др. Скандий также удовлетворяет всем данным критериям, за исключением электронной концентрации.

Исходя из имеющихся данных [1, 2] и немногочисленных исследований о влиянии скандия на полиморфизм титана [3], было предположено, что скандий понижает температуру полиморфного превращения титана, чем стабилизирует β -фазу. По этой причине было решено теоретически рассчитать молибденовый эквивалент скандия в титановых сплавах. Этот параметр позволяет дать приблизительную оценку β -стабилизации титановых сплавов. Оценочное значение молибденового эквивалента скандия в титане, полученное теоретическим путем, составляет 0.37. Полученные значения также согласуются с экспериментальными данными [4], в которых было показано увеличение существования области β -фазы благодаря введению добавок скандия.

Таким образом, учитывая полученные значения молибденового эквивалента, а также данные имеющихся исследований [3], можно классифицировать скандий как элемент, увеличивающий стабильность высокотемпературной β -модификации титана. При этом влияние, которое скандий оказывает на β -фазу, невелико и сравнимо с аналогичным влиянием железа.

Литература

1. Колачев Б.А. Физическое материаловедение титана. М. : Metallurgia, 1976. 184 с.

2. Raynor G. V. The melting points and compositions of sigma phases // Journal of the Less Common Metals. 1972. Т. 29, №. 3. P. 333–336.
3. Liu H. Q., Yi D. Q., Zheng F. The influence of Sc on α/β transformation of Ti // Materials Science and Engineering : A. 2008. № 487. P. 58–63.
4. Фазовые и структурные превращения в сплавах системы Ti-6Al-Sc / Скворцова С. В., Грушин И. А., Мамонтова Н. А., Сперанский К. А., Слезов С. С. // Титан. 2016. № 2 (52). С. 12–18.

УДК 669.29

Д. С. Савостин*, А. С. Соловьев, Ю. А. Кабанова

Московский авиационный институт (национальный
исследовательский университет), г. Москва

**denis.savostin2012@yandex.ru*

ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ ($\alpha + \beta$)-СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

Уникальные физико-химические свойства редкоземельных металлов (РЗМ) делают их перспективными легирующими элементами применительно к титановым сплавам. Влияние на титан и титановые сплавы таких РЗМ, как гадолиний, лантан, иттрий и диспрозий, на текущий момент является малоизученной областью, требующей дальнейших исследований в этом направлении.

Ключевые слова: редкоземельные металлы, механические свойства, легирование, титановые сплавы, титановые ($\alpha + \beta$)-титановые сплавы.

D. S. Savostin, A. S. Solovyov, J. A. Kabanova

INFLUENCE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF TITANIUM ($\alpha + \beta$)-ALLOYS USING THE ALLOYING OF RARE-EARTH METALS

The unique physical and chemical properties of rare-earth metals (REM) make them promising alloying elements in relation to titanium alloys. The effect on titanium and titanium alloys of such rare-earth metals as gadolinium, lanthanum, yttrium and dysprosium is currently a poorly understood area requiring further research in this direction.

Keywords: rare-earth metals, mechanical properties, alloying, titanium alloys, titanium ($\alpha + \beta$)-titanium alloys.

Уникальные физико-химические свойства редкоземельных металлов (РЗМ) делают их перспективными легирующими эле-

ментами применительно к титановым сплавам. Влияние на титан и титановые сплавы таких РЗМ, как гадолиний, лантан, иттрий и диспрозий, на текущий момент является малоизученной областью, требующей дальнейших исследований в этом направлении. Из-за чего нельзя однозначно говорить о влиянии, которое РЗМ могут оказывать на различные свойства титановых сплавов, а именно — на их механические свойства.

Был проведен анализ некоторых отечественных и зарубежных исследований [1–4], в которых рассматривалось влияние легирования с использованием РЗМ на характеристики и свойства титановых ($\alpha + \beta$)-сплавов. В результате исследования влияния РЗМ, в частности, иттрия, гадолиния и диспрозия, на сплав ВТ23 [1] было замечено, что добавки гадолиния в количестве 0.02...1 мас. % в отожженный сплав ведет к увеличению механических свойств примерно на 10...15 %. После закалки и старения сплав ВТ23, содержащий аналогичное количество РЗМ, обладает сверхвысокой прочностью, что наиболее заметно при содержании 0.02 мас. % РЗМ. Также после закалки и старения выросли значения предела прочности и пластичность сплава.

При исследовании сплава Ti-6Al-4V, полученного в результате использования метода литья под давлением и содержащего 1...5 мас. % гадолиния [2], было отмечено снижение механических свойств, даже несмотря на уменьшение размеров зерен. Такое влияние может быть вызвано увеличением пористости в результате легирования гадолинием. В работах [3, 4] были показаны результаты легирования лантаном в количестве 0.9...2,8 мас. % сплава Ti-6Al-4V. Для сплавов, содержащих 1.5 и 2.8 мас. % лантана, было отмечено уменьшение как прочностных, так и пластичных характеристик, а для сплава, содержащего 0.9 мас. % лантана, был замечен небольшой рост аналогичных характеристик.

В заключение стоит сказать, что механические свойства сплавов зависят от различных факторов и могут сильно изменяться в зависимости от способа получения сплава, количественного содержания РЗМ, предварительной механической и термической обработки и др. Можно сделать вывод о неоднозначном и разнообразном влиянии редкоземельных металлов на механические свойства титановых ($\alpha + \beta$)-сплавов.

Литература

1. Хореев А. И. Фундаментальные исследования легирования титановых сплавов редкоземельными элементами // Вестник машиностроения. 2011. № 11. 17–22 с.
2. Holm M., Ebel T., Dahms M. Investigations on Ti-6Al-4V with gadolinium addition fabricated by metal injection moulding // Materials and Design. 2013. Vol. 51. P. 943–948.
3. A new free machining Titanium alloy containing Lanthanum / C. Siemers [et. al.] // Eleventh World Conference on Titanium. 2007. P. 709–712.
4. Influence of La-Content and Microstructure on the Corrosion Properties of a New Free Machining Titanium Alloy / S. Benfer [et. al.] // The Electrochemical Society. 2010. № 25 (37). P. 3–15.

УДК 669.295

О. З. Пожого*, А. П. Тупогуз, М. Н. Зайцев

Московский авиационный институт (национальный
исследовательский университет), г. Москва

**toksyk@gmail.com*

Научный руководитель — канд. техн. наук О. Н. Гвоздева

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ

В работе исследованы закономерности формирования структуры и комплекса механических свойств в титановых сплавах в зависимости от параметров термомеханической и термической обработки. Показано, что на структуру, а следовательно, и на свойства большое влияние оказывает химический состав, область деформации и температура термической обработки.

Ключевые слова: титановые сплавы, структура, свойства, термомеханическая обработка, термическая обработка.

O. Z. Pozhoga, A. P. Tupoguz, M. N. Zaycev

REGULARITIES OF STRUCTURE AND PROPERTIES FORMATION IN INDUSTRIAL TITANIUM ALLOYS DEPENDING ON MANUFACTURING CONDITIONS

In this work, the regularities of structure and mechanical properties complex formation in titanium alloys are investigated depending on the parameters of thermo-mechanical and heat treatments. It is shown that the structure and, consequently, the properties are greatly influenced by the chemical composition, deformation field and temperature of heat treatment.

Keywords: titanium alloys, structure, properties, thermomechanical processing, heat treatment.

Титановые сплавы нашли широкое применение в разных отраслях промышленности благодаря уникальному комплексу

свойств. Из них изготавливают полуфабрикаты разного вида и назначения. Механические свойства титановых сплавов в значительной мере определяются их микроструктурой, которая формируется в процессе деформационного и термического воздействия. Поэтому цель работы состояла в изучении закономерностей формирования структуры в промышленных титановых сплавах ($\alpha + \beta$)-класса при термомеханической и термической обработке и их влияния на механические свойства.

Исследования проводились на промышленном сплаве ВТ6 ($\alpha + \beta$)-класса. Прутки получали по схеме, включающей выплавку слитка, контроль его химического состава, определение температуры полиморфного превращения, термомеханическую обработку слитка до заданного размера.

Из партии прутков отбираются контрольные образцы, на которых проверяется структура и твердость. Если результаты контроля соответствуют результатам в соответствии с нормативной документацией, то для прутка назначается режим термической обработки. В противном случае его отбраковывают. На заключительном этапе получения прутков, после термической обработки, контролируется структура и комплекс механических свойств.

Известно, что на конечную структуру полуфабриката существенное влияние оказывает температура и степень деформации. Поэтому на первом этапе работы были проведены исследования прутков в горячекатаном состоянии.

По структуре горячекатаного полуфабриката можно оценить правильность выбора температур и схем деформации. Показано, что если деформация заканчивается в ($\alpha + \beta$)-области, то структура прутков представлена первичными частицами α -фазы, по морфологии близкой к глобулярной, и вторичными пластинчатыми выделениями α -фазы, образующимися в процессе охлаждения до комнатной температуре. Такие структуры характерны для полуфабрикатов мелкого сечения и соответствуют 1...4-му типу. В том случае если начало деформации лежит в β -области, а ее завершение — в верхнем температурном интервале ($\alpha + \beta$)-области, то в прутке формируется пластинчатая ($\alpha + \beta$)-структура. Установлено, что, если в полуфабрикате формируется структура, характеризующаяся большими β -зернами, окруженными α -оторочкой и внутризеренной грубопластинчатой структурой, завершающие этапы деформации проводились в β -области.

Такая структура относится к 7...9-му типам, что не допускается, и полуфабрикат бракуется.

При оценке качества структуры руководствуются нормативной документацией и шкалами с типами микроструктуры. Обычно в полуфабрикате требуется получить структуру не выше 6-го типа. Если полуфабрикат имеет структуру 7-го типа и выше, то он бракуется, поскольку такую структуру исправить с помощью термической обработки невозможно.

В зависимости от исходного состояния полуфабриката, для формирования в прутках окончательной структуры, обеспечивающий заданный комплекс механических свойств, необходимо проведение отжига. Выбор режима отжига определяется по структуре и твердости полуфабриката в исходном горячедеформированном состоянии.

Демонстрацию влияния видов отжига на структуру и комплекс механических свойств проводили на прутках из сплава ВТ6, структура которых отличалась только морфологией и размером α -фазы.

Для пластинчатых структур и повышения пластичности был использован двухступенчатый изотермический отжиг, который позволил получить более однородную структуру и оптимальное сочетание прочности и пластичности.

Из практического опыта известно, что для обеспечения в прутке уровня механических свойств, удовлетворяющих требованиям нормативной документации, необходимо, чтобы твердость лежала в верхнем диапазоне допустимых значений. На основе этого для структур глобулярного типа были применены режимы полного одноступенчатого и неполного отжигов, которые отличались температурами нагрева.

Показано, что отжиг при 650 °С позволяет снять деформационные напряжения, кардинально не изменяя структуры прутка, и обеспечить необходимый комплекс механических свойств. Отжиг при 800 °С приводит к незначительному укрупнению первичной α -фазы, что позволяет снизить твердость и обеспечить уровень свойств, удовлетворяющих нормативной документации.

Основная задача при выборе режима термической обработки — это получение в полуфабрикате требуемой структуры и комплекса механических свойств. На значения прочности и пластичности влияние оказывает не только структура полуфабриката, но и его химический состав. Поэтому на заключительном этапе работы было проанализировано количественное влияние легирующих элементов на эти характеристики.

Химический состав исследуемых плавок удовлетворяет требованиям нормативной документации. Структура прутков в состоянии поставки однородна по сечению и представлена глобулярными частицами α -фазы и β -фазой. Такая структура обеспечивает твердость на уровне 34 ед. НРС и не требует кардинального преобразования путем термической обработки. Поэтому отжиг проводили при температуре 650 °С, достаточной для снятия напряжений. Проведенные механические испытания показали, что, при всех схожих параметрах, в плавках достигается различный уровень прочности. Так, самая низкая прочность у плавки, в которой содержание кислорода и ванадия находится на нижнем пределе. Увеличение содержания основных упрочняющих элементов приводит к возрастанию прочности.

УДК 669.295'71

К. И. Луговая^{1*}, Р. И. Петров^{1,2}, В. В. Макаров²

¹ Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

² Институт физики металлов имени М. Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург

* *k.i.lugovaya@urfu.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук *А. А. Понов*

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ ФАЗЫ Ti_3Al

В работе исследованы процессы образования упорядоченной фазы Ti_3Al (α_2 -фазы) в сплаве системы $Ti-Al$ в зависимости от режима термической обработки.

Ключевые слова: титановые сплавы, упорядочение, интерметаллиды.

K. I. Lugovaya, R. I. Petrov, V. V. Makarov

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT CONDITIONS ON THE MECHANISMS OF PRECIPITATION OF Ti_3Al

The processes of formation of the ordered phase of Ti_3Al (α_2 -phase) in the $Ti-Al$ system alloy are investigated as function of the heat treatment.

Keywords: titanium alloys, ordering, intermetallics.

Считается, что выделение упорядоченной α_2 -фазы приводит к потере пластичности и вязкости разрушения [1, 2]. Однако такие эффекты могут зависеть от размера, распределения, объемной доли и стабильности выделений α_2 -фазы в сплаве. В то же время известно [3, 4], что сплавы на основе α_2 -фазы могут применяться при более высоких температурах, вплоть до 650...670 °С. Поэтому создание сплавов на основе ($\alpha + \alpha_2$)-структуры может быть перспективным, особенно если появится возможность повысить пластические и вязкостные свойства материала. Управлять этими характеристиками возможно,

меняя механизм образования, характер распределения и морфологию α_2 -фазы. В литературе много данных о процессах образования α_2 -фазы [5, 6], однако однозначного мнения о механизмах ее образования нет.

Исследование проводили на двухфазном ($\alpha + \alpha_2$)-сплаве системы титан-алюминий, содержащем 17 ат. % Al. Первоначально изучили структуру образцов после проведения закалки с температуры 1200 и 950 °С. Исследование показало, что проведение закалки с температуры, находящейся в однофазной β -области (1200 °С), приводит к реализации мартенситного превращения. На рис. 1, а показаны пластины мартенсита, в которых фиксируется повышенная плотность дислокаций и отдельные двойники. Частиц вторых фаз не обнаружено. На электронограммах присутствуют только рефлексы от α (α')-фазы. В то же время, после проведения закалки из однофазной α -области с температуры 950 °С, на микроэлектронограммах наблюдаются рефлексы как от матричной фазы α , так и относительно слабые рефлексы α_2 -фазы (рис. 1, б).

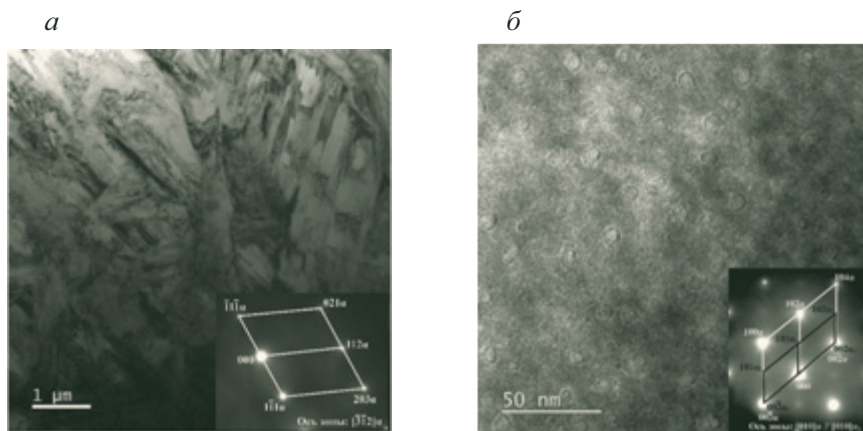


Рис. 1. Микроструктура сплава Ti17Al после закалки:
а — с 1200 °С; б — 950 °С

Проведение старения при температурах 500...700 °С как в образцах, закаленных с 1200 °С, так и после закалки с 950 °С показало, что идет процесс формирования двухфазной ($\alpha + \alpha_2$)-структуры. Частицы α_2 -фазы формируются равномерно по телу зерна в виде относительно равноосных выделений независимо от того, в какой исходной структуре они образуются. Однако процесс роста частиц происходит по-разному.

Так, в образцах, закаленных с 950 °С, практически не наблюдается рост предварительно сформированных частиц, который на протяжении 150-часовой выдержки не превышает 10...12 нм (рис. 2, *а*), и только увеличивается интенсивность рефлексов от α_2 -фазы на электронограммах и яркость частиц на темнопольных изображениях. Учитывая то, что при температуре 500 °С не происходит значительного изменения размера выделений и границы раздела α/α_2 сильно размыты, можно считать, что протекает гомогенное превращение и механизм процесса близок к спинодальному.

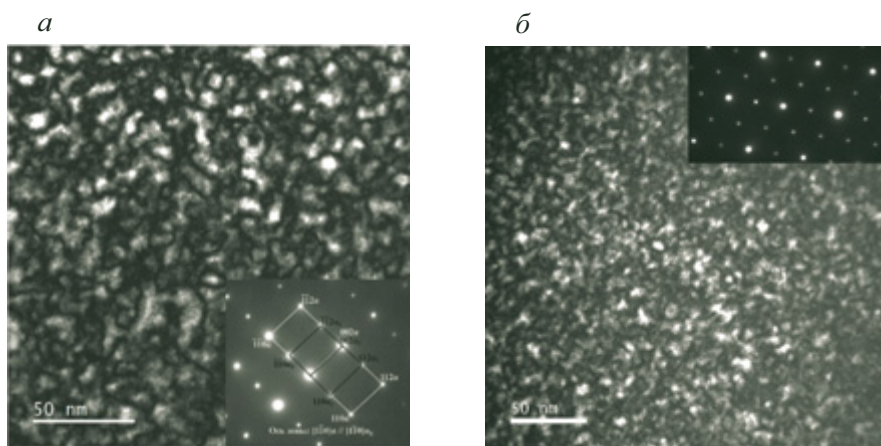


Рис. 2. Микроструктура сплава Ti17Al после закалки и старения при температуре 500 °С в течение 150 ч:

а — закалка с 1200 °С; *б* — закалка с 950 °С

Выявлено, что при относительно низких температурах старения, процесс формирования двухфазной ($\alpha+\alpha_2$)-структуры протекает по гомогенному механизму, а при увеличении температуры старения происходит изменение механизма превращения и реализуется гетерогенный механизм зарождения и роста.

Литература

1. Boyer R. R. Spurr W. F. Characteristics of sustained-load cracking and hydrogen effects in Ti-6Al-4V // Metallurgical Transactions A. 1978. Vol. 9 (1). P. 23–29.
2. Evans K. R. Embrittlement and fracture of Ti-8 pct Al alloys // Met Soc of AIME-Trans. 1969. Vol. 245 (6). P. 1297–1303.

3. Helm D. Application of high temperature titanium alloys in aero-engines — Limits due to bulk and surface related properties // TMS Annual Meeting. 2006. P. 3–12.
4. Boyer R. R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry // Materials Science and Engineering A. 1996. Vol. 213, is. 1–2. P. 103–114.
5. Phase precipitation behavior and tensile property of a Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-W-Si titanium alloy/W.-J. Zhang [et al.] // Rare Metals. 2018. Vol. 37, is. 12. P. 1064–1069.
6. Madsen A., Andrieu E., Ghonem H. Microstructural changes during aging of a near- α titanium alloy // Materials Science and Engineering A. 1993. Vol. 171, is. 1–2. P. 191–197.

УДК 669.295'71

К. И. Луговая^{1*}, А. О. Слукина^{1,2}, Д. Д. Обласова¹

¹Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

² Институт физики металлов имени М. Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург

* *k.i.lugovaya@urfu.ru*,

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук *А. А. Понов*

ИЗУЧЕНИЕ ДИФФУЗИИ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ti-Al В ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ

В ходе работы исследовано изменение значений коэффициентов диффузии в сплаве системы Ti-Al в зависимости от режима термической обработки.

Ключевые слова: титановые сплавы, упорядочение, интерметаллиды.

K. I. Lugovaya, A. O. Slukina, D. D. Oblasova

INVESTIGATION OF DIFFUSION IN THE ALLOY OF THE Ti-Al SYSTEM DURING AGING

The change in the values of the diffusion coefficients was studied in an alloy of the Ti-Al system depending on the heat treatment.

Keywords: titanium alloys, ordering, intermetallics.

Считается, что выделение упорядоченной α_2 -фазы приводит к потере пластичности и вязкости разрушения [1, 2]. Однако такие эффекты могут зависеть от размера, распределения, объемной доли и стабильности выделений α_2 -фазы в сплаве. В то же время известно [3, 4], что сплавы на основе α_2 -фазы могут применяться при более высоких температурах, вплоть до 650...670 °С. Поэтому создание сплавов на основе ($\alpha + \alpha_2$)-структуры может быть перспективным, особенно если появится возможность повысить пластические и вязкостные свойства материала. Управлять этими характеристиками возможно, меняя ме-

ханизм образования, характер распределения и морфологию α_2 -фазы.

Исследование проводили на двухфазном ($\alpha + \alpha_2$)-сплаве системы титан-алюминий, содержащем 17 ат. % Al. Первоначально изучили структуру образцов после проведения закалки с температуры 1200 и 950 °С. Исследование показало, что проведение закалки с температуры, находящейся в однофазной β -области (1200 °С), приводит к реализации мартенситного превращения.

Анализ процессов роста при температурах старения 500...650 °С позволяет утверждать, что частицы растут по закону, близкому к параболическому, однако их средний размер значительно меньше, чем это следовало ожидать при росте частиц, контролируемых диффузией. Приближенная оценка коэффициента диффузии, исходя из среднего размера частиц ($D = R^2/2t$), дает значения, которые на 8...9 порядков меньше, чем рассчитываемые значения, на основе параметров диффузии алюминия в α -титане (таблица ниже). При этом, так как закон роста близок к параболическому, можно утверждать, что рост частиц не контролируется границей раздела, а следовательно, механизм роста не является гетерогенным. С повышением температуры старения до 700 °С, разница в коэффициентах диффузии становится несколько меньше (см. таблицу), но все равно составляет 8 порядков.

Теоретические и экспериментальные коэффициенты диффузии

| $T, ^\circ\text{C}$ | $D_t, \text{cm}^2/\text{c}$ | $D_c, \text{cm}^2/\text{c}$ |
|---------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| 500 | $0.324\ 22 \cdot 10^{-9}$ | $0.444\ 51 \cdot 10^{-18}$ |
| 650 | $3.968\ 16 \cdot 10^{-9}$ | $2.836\ 55 \cdot 10^{-18}$ |
| 700 | $7.702\ 7 \cdot 10^{-9}$ | $6.394\ 68 \cdot 10^{-18}$ |
| 850 | $3.952\ 78 \cdot 10^{-8}$ | $2.777\ 7 \cdot 10^{-12}$ |

Следует отметить, что все рассмотренные температуры старения лежат ниже температуры упорядочения (разупорядочения), которая для сплава Ti-17Al по данным разных авторов составляет 750...830 °С [5–8]. В этой связи было проведено старение сплава, закаленного с 1200 °С, при 850 °С. Выделившиеся частицы имеют удлиненную форму со средним размером вдоль вытянутой оси 1.0...1.5 мкм. В этом случае разница в значениях коэффициентов диффузии значительно меньше и не превышает 4 порядка (см. таблицу). Из полученных результатов можно заключить, что в том случае, когда процесс выделения происхо-

дит при температурах выше температуры упорядочения, образование и рост частиц происходит по механизму зарождения и роста. В этом случае увеличивается роль объемной диффузии, которая и контролирует процесс формирования двухфазной ($\alpha+\alpha_2$)-структуры. Полученные результаты находятся в удовлетворительном соответствии с данными работ [6–8], в которых также была показана смена механизмов образования α_2 -фазы в зависимости от температуры старения.

Литература

1. Boyer R. R. Spurr W. F. Characteristics of sustained-load cracking and hydrogen effects in Ti-6Al-4V // Metallurgical Transactions A. 1978. Vol. 9 (1). P. 23–29.
2. Evans K. R. Embrittlement and fracture of Ti-8 pct Al alloys // Met. Soc. of AIME-Trans. 1969. Vol. 245 (6). P. 1297–1303.
3. Helm D. Application of high temperature titanium alloys in aero-engines — Limits due to bulk and surface related properties // TMS Annual Meeting. 2006. P. 3–12.
4. Boyer R. R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry // Materials Science and Engineering A. 1996. Vol. 213, is. 1–2. P. 103–114.
5. Blackburn M. J. The ordering transformation in titanium: aluminum alloys containing up to 25 at.pct aluminum // Transactions of the metallurgical. 1967. Vol. 239. P. 1200–1208.
6. Experimental studies of the phase separation mechanism in Ti-15at % Al / H. Liew [et.al.] // Materials Science and Engineering: A. 1999. Vol. 270. P. 9–13.
7. Namboodhiri T. K. G., McMahon C. J., Herman H. Decomposition of the α -phase in titanium-rich Ti-Al alloys // Metallurgical Transactions. 1973. Vol. 4, is. 5. P. 1323–1331.
8. Ordering and the micromechanics of Ti-7Al/A. Radecka [et al.] // Materials Science and Engineering A. 2016. Vol. 650. P. 28–37.

УДК 669.295'71

А. Е. Устинов, И. В. Нарыгина*, А. В. Корелин

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

* *i. v. narygina@urfu.ru*,

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук *А. В. Корелин*

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr-Sn-Ta ПРИ СТАРЕНИИ

В работе исследованы фазовые превращения, протекающие при распаде метастабильного β -твердого раствора в сплаве системы Ti-40Nb-5Zr-2Sn-2Ta при низкотемпературном старении.

Ключевые слова: биосовместимые титановые сплавы, закалка, старение, распад метастабильной β -фазы.

A. E. Ustinov, I. V. Narygina, A. V. Korelin

PHASE TRANSFORMATIONS IN THE Ti-Nb-Zr-Sn-Ta ALLOY DURING AGING

The phase transformations during metastable β -phase decay processes under low temperature aging in the Ti-40Nb-5Zr-2Sn-2Ta alloy are investigated.

Keywords: biocompatible titanium alloys, annealing, aging, decay of metastable β -phase.

В медицине в качестве имплантов и имплантатов чаще используются сплавы на основе системы Ti-Nb-Zr из-за низкого модуля Юнга (не более 40 ГПа), приближенного к модулю упругости человеческой кости (около 30 ГПа), высокой коррозионной стойкости и биосовместимости [1–5]. Показано [6, 7], что минимальный модуль упругости в сплавах двойной системы Ti-Nb фиксируется при содержании ниобия 39...41 вес. %, а дополнительное его снижение возможно при введении в сплав циркония в количестве 4...8 вес. %.

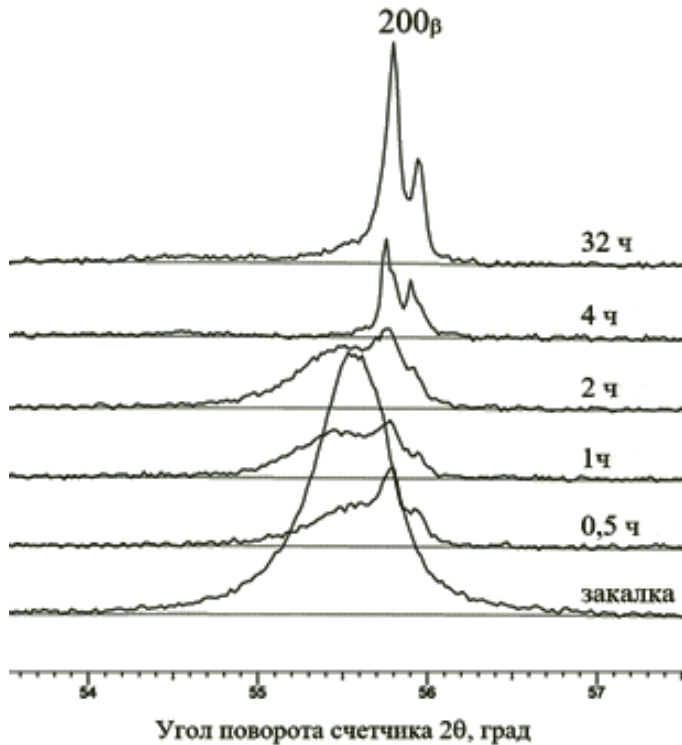
Фиксация низкого модуля упругости в сплавах Ti-Nb-Zr зависит еще и от регламентированного фазового состава, включающего мета-

стабильный β -твердый раствор и исключаяющего появления в структуре высокомодульных фаз, в частности, α - и ω -фаз с ГПУ-решеткой. Избежать появления в структуре α -фазы достаточно легко, однако избежать появления ω -фазы не всегда возможно: она может возникать как при старении (изотермическая ω -фаза), так и при закалке (атермическая ω -фаза). Установлено [8, 9], что дополнительное введение в сплавы системы Ti-Nb-Zr небольших добавок олова и тантала может привести к повышению стабильности β -фазы и исчезновению в структуре ω -фазы. Однако данных по влиянию олова и тантала на стабильность β -твердого раствора в сплавах Ti-Nb-Zr-Sn-Ta недостаточно. В этой связи исследования фазовых превращений в сплаве Ti-40Nb-5Zr-2Sn-2Ta, которые протекают при распаде метастабильного β -твердого раствора при низкотемпературном старении, являются актуальными.

Материалом для нашего исследования служили горячекатаные прутки диаметром 18 мм, полученные по промышленной технологии на «Корпорации «ВСМПО-АВИСМА», из сплава Ti-40Nb-5Zr-2Sn-2Ta. Термическая обработка прутков включала в себя высокотемпературную обработку в β -области при 850 °С в течение 1 ч с последующей закалкой в воду и старение при 350 °С в течение 0,5, 1, 2, 4, 8, 16 и 32 ч. Исследования были проведены с помощью оптической металлографии, растровой электронной микроскопии, дюротрии и РСФА.

Установлено, что при закалке наблюдается формирование однофазного β -состояния с периодом кристаллической решетки метастабильной β -фазы 0,3307 нм. При этом дифракционные линии β -фазы значительно уширены, что говорит о неравновесности твердого раствора по химическому составу (рисунок).

Определено, что распад метастабильного β -твердого раствора при последующем старении сплава при 350 °С в течение 0,5 ч начинается с процесса расслоения β -раствора на обедненные и обогащенные β -стабилизаторами области β -фазы (рисунок). Обогащенные области β -твердого раствора достаточно стабильны по отношению к дальнейшему распаду, о чем свидетельствует меньшая интенсивность изменения периода кристаллической решетки β -фазы для этих областей по сравнению с периодом β -фазы для областей, обедненных по β -стабилизаторам. Отмечено, что активное расслоение β -твердого раствора сохраняется до 2 ч выдержки.



Участки дифрактограмм сплава Ti-40Nb-5Zr-2Sn-2Ta закаленного и состаренного при 350 °С в течение различного времени

Показано, что увеличение времени выдержки при старении даже до 32 ч не приводит к образованию вторых фаз.

Отмечено, что распад метастабильного β -твердого раствора в сплаве системы Ti-40Nb-5Zr-2Sn-2Ta при низкотемпературном старении 350 °С в течение 32 ч приводит к снижению периода кристаллической решетки по сравнению с закаленным состоянием до 0.3296 нм.

Литература

1. Niinomi M. Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications // *Behav. Biomed.* P. 2008. Vol. 12. P. 30–42.
2. Hanawa T. Research and development of metals for medical devices based on clinical needs // *Sci. Technol. Adv. Mater. A.* 2012. Vol. 13. P. 64–70.
3. Mechanical properties and shape memory behavior of Ti–Nb alloys / H. Kim, H. Satoru, J. Kim, H. Hosoda, S. Miyazaki // *Mater. Trans. A.* 2004. Vol. 45. P. 2443–2448.

4. Banerjee D., Williams J. C. Perspectives on Titanium Science and Technology // *Acta Materialia*. A. 2013. Vol. 61. P. 844–879.
5. Peters M., Kumpfert M., Ward C. H. Titanium Alloys for Aerospace Applications // *C. Adv. Eng. Mater.* A. 2003. Vol. 5. P. 419–427.
6. Black J. Handbook of biomaterials properties. London : Chapman and Hall, 1998.
7. Metallic materials for medical use / Illarionov A., Belikov S., Grib S., Yurovskikh A. // *MATEC Web of Conferences*. 132 (2017). 03003.
8. Коллинз Е. В. Физическое материаловедение титановых сплавов : пер. с англ. / под ред. Веркина Б. М., Москаленко В. А. М. : Metallurgia, 1988. 224 с.
9. Effect of Ta content on mechanical properties of Ti-30Nb-XTa-5Zr / Sakaguchi N. [et.al.] // *Mater. Sci. Eng. C*. 2005. Vol. 25. P. 370–376.

УДК 669.295'71

В. Ю. Ярков, Н. А. Попов*, И. В. Нарыгина

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

* *n. a. popov@urfu.ru*,

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук *Н. А. Попов*

ПРОЦЕССЫ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ β -ФАЗЫ В БИОСОВМЕСТИМОМ СПЛАВЕ ТИТАНА

В работе исследованы процессы распада метастабильной β -фазы в сплаве Ti-40Nb-5Zr при низкотемпературном старении.

Ключевые слова: биосовместимые титановые сплавы, закалка, старение, распад метастабильной β -фазы, ω -фаза.

V.Yu. Yarkov, N. A. Popov, I. V. Narygina

DECAY PROCESSES OF METASTABLE β -PHASE IN THE BIOCOMPATIBLE TITANIUM ALLOY

The metastable β -phase decay processes in Ti-40Nb-5Zr alloy under low temperature aging are investigated.

Keywords: biocompatible titanium alloys, annealing, aging, decay of metastable β -phase, ω -phase.

Все большее внимание к себе привлекают сплавы системы Ti-Nb-Zr в связи с необходимостью разработки новых металлических материалов для замены и восстановления твердых тканей в организме человека, а также новых сплавов с памятью формы. Повышенный интерес к данным сплавам объясняется их оптимальными механическими свойствами, в частности, низким модулем Юнга (не более 40 ГПа), приближенным к модулю упругости человеческой кости (около 30 ГПа), высокой коррозионной стойкостью и биосовместимостью [1–5].

В работах [6, 7] показано, что в двойных сплавах системы Ti-Nb минимальный модуль упругости фиксируется при содержании ниобия

40 (± 1) вес. %, а дополнительное снижение значений модуля упругости возможно при введении в сплав циркония в количестве 4...8 вес. %. Кроме того, фиксация низкого модуля упругости в сплавах Ti-Nb-Zr зависит не только от химического состава сплава, но и от регламентированного фазового состава, включающего преимущественно метастабильный β -твердый раствор и исключающего появление в структуре высокомодульных фаз, в частности, α - и ω -фаз с ГПУ-решеткой. Знание температурных интервалов существования этих фаз является актуальной задачей. В этой связи в работе описаны процессы распада метастабильной β -фазы в сплаве системы Ti-40Nb-5Zr при низкотемпературном старении.

Материалом исследования служили горячекатаные прутки диаметром 18 мм, полученные по промышленной технологии на «Корпорации «ВСМПО-АВИСМА», из сплава Ti-40Nb-5Zr. Термическая обработка прутков включала в себя высокотемпературную обработку в β -области при 850 °C в течение 1 ч с последующей закалкой в воду и старение при 350 °C в течение 0.5, 1, 2, 4, 8, 16 и 32 ч.

Установлено, что при закалке наблюдается формирование однофазного состояния с периодом кристаллической решетки метастабильной β -фазы 0.331 нм.

Определено, что распад метастабильного β -твердого раствора при последующем старении сплава при 350 °C в течение 0.5 ч начинается с процесса расслоения β -раствора на обедненные и обогащенные β -стабилизаторами области β -фазы. Обогащенные области β -твердого раствора достаточно стабильны по отношению к дальнейшему распаду. Обедненные же области являются нестабильными и испытывают в дальнейшем, при увеличении времени выдержки до 8 ч при старении, фазовое превращение с образованием ω -фазы.

Показано, что дальнейшее увеличение времени выдержки при старении с 8 до 32 ч приводит к выделению большей объемной доли ω -фазы, о чем свидетельствуют данные РСФА о повышении интегральных интенсивностей дифракционных линий, соответствующих ω -фазе, по отношению к интегральным интенсивностям линий β -фазы.

Отмечено, что распад метастабильного β -твердого раствора в сплаве системы Ti-40Nb-5Zr при низкотемпературном старении 350 °C в течение 32 ч приводит к снижению периода кристаллической решетки до 0.328 нм по сравнению с закаленным состоянием.

Литература

1. Niinomi M. Mechanical biocompatibilities of titanium alloys for biomedical applications // *Behav. Biomed.* P. 2008. Vol. 12. P. 30–42.
2. Hanawa T. Research and development of metals for medical devices based on clinical needs // *Sci. Technol. Adv. Mater. A.* 2012. Vol. 13. P. 64–70.
3. Mechanical properties and shape memory behavior of Ti–Nb alloys / H. Kim, H. Satoru, J. Kim, H. Hosoda, S. Miyazaki // *Mater. Trans. A.* 2004. Vol. 45. P. 2443–2448.
4. Banerjee D., Williams J. C. Perspectives on Titanium Science and Technology // *Acta Materialia. A.* 2013. Vol. 61. P. 844–879.
5. Peters M., Kumpfert M., Ward C. H. Titanium Alloys for Aerospace Applications // *C. Adv. Eng. Mater. A.* 2003. Vol. 5. P. 419–427.
6. Black J. Handbook of biomaterials properties. London : Chapman and Hall, 1998.
7. Metallic materials for medical use / A. Illarionov, S. Belikov, S. Grib, A. Yurovskikh // *MATEC Web of Conferences.* 132 (2017). 03003.

**СЕКЦИЯ 3. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ
ИССЛЕДОВАНИЯ И КОМПЬЮТЕРНОГО
МОДЕЛИРОВАНИЯ В МЕТАЛЛОВЕДЕНИИ**

УДК 669.15.017.16-194:620.183.256.43

О. В. Ефимова*, А. Н. Юрченко**

Пермский национальный исследовательский
политехнический университет, г. Пермь,

olga.ef2013@yandex.ru*, *aleksmt@gmail.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ МАРКИ 29Х2Г2С2МФ И 44Х2Г2С2МФ ПОСЛЕ ПОЛНОЙ АУСТЕНИТИЗАЦИИ

Исследованы стали марки 29Х2Г2С2МФ и 44Х2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения. Проведен металлографический анализ с помощью световой микроскопии с использованием двух травителей и применения поляризованного света для выявления структурных составляющих.

Ключевые слова: мартенсит, бейнит, цветное травление, поляризованный свет.

O. V. Efimova, A. N. Yurchenko

STUDY OF THE MICROSTRUCTURE OF STEELS 29H2G2S2MF AND 44H2G2S2MF AFTER FULL AUSTENIZATION

Steels 29H2G2S2MF and 44H2G2S2MF were investigated after continuous cooling. The metallographic analysis by means of light microscopy with use of two etchants and the use of polarized light for structural components.

Keywords: martensite, bainite, color etching, polarized light.

Современная металлография — комплекс качественных и количественных методов анализа структуры, предполагающих использование современного металлографического оборудования, средств компьютерной техники и математической обработки экспериментальных данных [1]. Разграничение структуры смешанных бейнитомартенситных сталей является актуальной задачей, требующей нестандартного подхода, и поэтому цель данного исследования — выявление структурных составляющих с помощью двух травителей и применения поляризованного света.

В данной работе исследовали сталь марки 29X2Г2С2МФ следующего химического состава (% мас.): 0.29 % С; 2.20 % Cr; 1.7 % Mn; 1.53 % Si; 0.36 % Mo; 0.09 % V, 0.015 % P; 0.011 % S — и сталь 44X2Г2С2МФ: 0.44 % С; 2.31 % Cr; 2.19 % Mn; 2.18 % Si; 0.36 % Mo; 0.09 % V, 0.015 % P; 0.012 % S. Из прутков вышеуказанных марок сталей на электроэрозионном станке вырезали дилатометрические образцы длиной 9.95...10.05 мм и диаметром 3...3.2 мм. Дилатометрические исследования проводили с использованием закалочного дилатометра Linseis R. I. T.A. L78 на цилиндрических образцах диаметром 3 мм и длиной 10 мм в среде высокочистого гелия 99.9999 %. Температуру фиксировали с использованием термопары К-типа, приваренной к боковой поверхности образца. Нагрев образцов осуществляли с одинаковой скоростью ($V_{\text{нагр}} = 1.5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$); температура нагрева $T = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ и время выдержки $\tau_{\text{выд}} = 900 \text{ с}$ оставались неизменными, а скорость охлаждения $V_{\text{охл}}$, $^\circ\text{C}/\text{с}$, с $T_{\text{ауст}}$ была различной: 100; 30; 1.5; 0.3; 0.05, 0.03.

Микрошлифы изготавливали с использованием заливочного комплекса CitoPress-10 и полировального комплекса Tegamin-30. Металлографические исследования проводили после травления шлифов в 4 %-м растворе пикриновой кислоты в спирте и травлении в реактиве ЛеПера (4 % пикриновая кислота в спирте + 1 % водный раствор $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$). Далее на дилатометрических образцах исследовали микроструктуру с использованием светового микроскопа Olympus GX51 при увеличениях $\times 200$ - $\times 1000$ с применением светлого поля и поляризованного света.

При травлении полированного образца стали марки 44X2Г2С2МФ азотной кислотой, в светлом поле (рис. 1, а) наблюдается общая структура стали, карбиды при этом выглядят черными, равномерно расположенными вкраплениями по всей плоскости шлифа. После травления реактивом ЛеПера, в светлом поле (рис. 1, б) наблюдается более интенсивное окрашивание структурных составляющих. На рис. 1, в-г изображена структура, полученная с использованием поляризованного света. Изображение микроструктуры выглядит совершенно по-другому: выделяются подсвечивающие области с различными оттенками. При сравнении всех скоростей охлаждения, каких-либо кардинальных отличий по полученным изображениям структуры, их цветовой гамме не наблюдается.

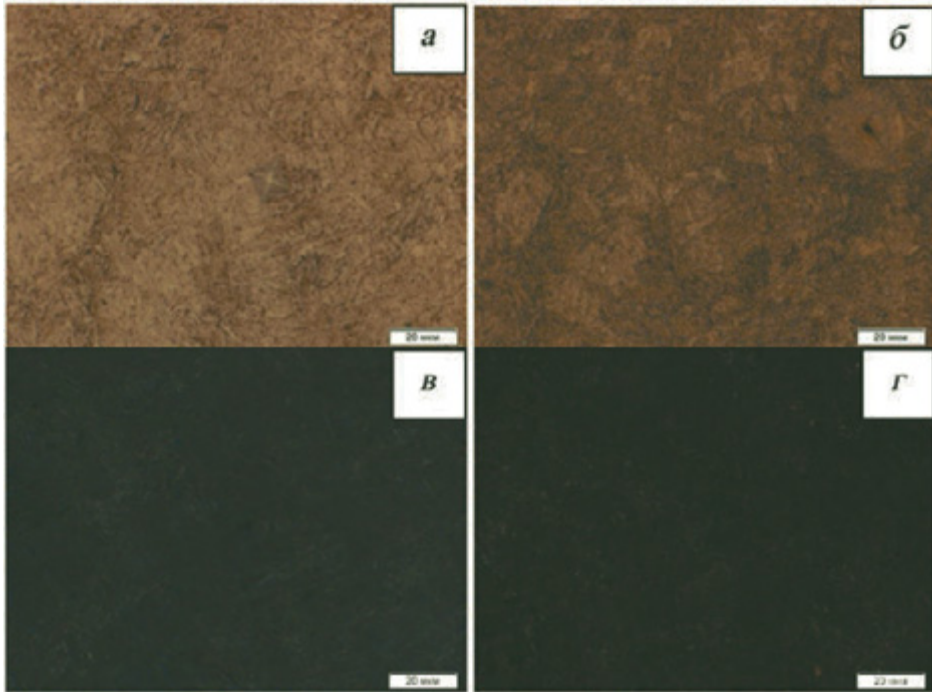


Рис. 1. Микроструктура стали марки 44X2Г2С2МФ после непрерывного охлаждения со скоростью 1.5 °С/с:
а — азотная кислота в спирте, светлое поле; *б* — ЛеПера, светлое поле;
в — поляризатор после травления азотной кислотой в спирте;
г — поляризатор после травления реактивом ЛеПера; $\times 1000$

Для лучшего понимания полученных результатов было проведено сравнение бейнитоферритной микроструктуры стали марки 29Г2С2МФ в светлом и поляризованном поле. Видно, что феррит в светлом поле имеет светлый цвет, а в поляризованном — темно-коричневый (рис. 2, *а*, *б*). В отличие от феррита, бейнит подсвечивается (рис. 2, *а*, *б*). При анализе стали марки 44X2Г2С2МФ со смешанной бейнитоперлитной микроструктурой, полученной после нагрева до 1000 °С и непрерывного охлаждения со скоростью 0.03 °С/с, было замечено, что структурные составляющие также подсвечиваются, при этом в изображении микроструктуры видны участки различных оттенков, что связано с анизотропией структурных составляющих.

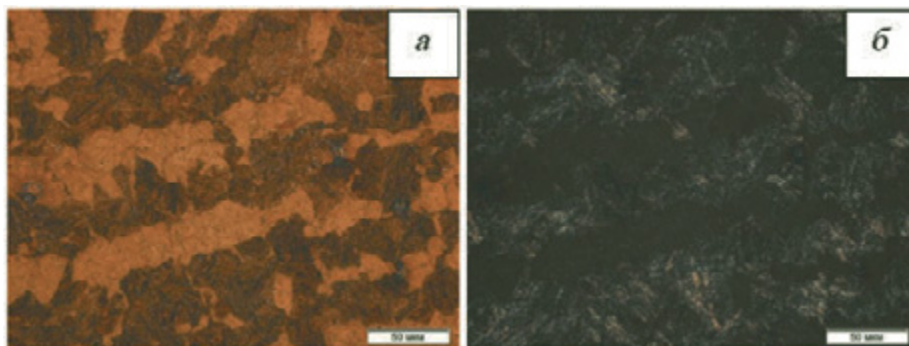


Рис. 2. Микроструктура стали марки 29Х2Г2С2МФ (*а, б*) после нагрева до 1000 °С и непрерывного охлаждения со скоростью 0.05 °С/с:
а — светлое поле; $\times 500$; *б* — поляризованный свет; $\times 1000$

Литература

1. Анисович А. Г., Румянцева И. Н. Искусство металлографии: возможности использования темнопольной микроскопии для анализа структуры окрашенных объектов // *Литье и металлургия*. 2015. № 02 (79). С. 111–116.

УДК 621.78

Ю. В. Сарычева*, Ю. В. Юдин, А. А. Куклина

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**yu.sarycheva92@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. В. Юдин

РЕКОНСТРУКЦИЯ 3D-МОДЕЛИ КОЛОНИИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО БЕЙНИТА МАРКИ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА

В работе рассмотрена возможность трехмерного построения микроструктуры с помощью программы AutoCAD.

Ключевые слова: бейнитная колония, 3d-модель, сечение, Лофт, триангуляционная сеть.

Yu. V. Sarycheva, Yu. V. Yudin, A. A. Kuklina

RECONSTRUCTION OF THE 3D MODEL OF THE ISOTHERMIC BEYNITE COLONY OF STEEL 25G2S2N2MA

The paper considers the possibility of three-dimensional microstructure construction using the AutoCAD program.

Keywords: bainite colony, 3D model, section, Loft, triangulation network.

Опробована возможность построения 3d-модели верхнего бейнита марки стали 25Г2С2Н2МА с помощью трехмерной системы автоматизированного проектирования (САПР) AutoCAD для улучшения понимания топологии построения структуры.

Методом компьютерного моделирования воссоздана 3D-модель колонии верхнего бейнита марки стали 25Г2С2Н2МА. Образец подвергся следующей термической обработке: аустенизация 925 °С, выдержка 30 мин, изотермическая выдержка 66 с при 400 °С в соляной ванне, закалка через воду.

Из набора снимков микроструктуры, полученных последовательной полировкой, для одной и той же области обрисовывал-

ся контур единичной бейнитной колонии в программе AutoCAD (рис. 1).

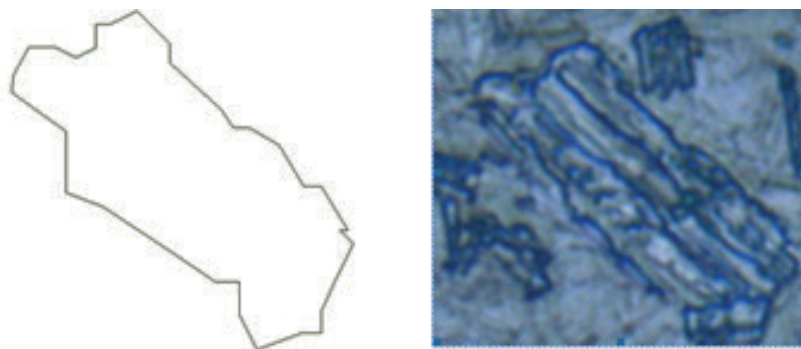


Рис. 1. Микроструктура бейнитной колонии (справа) и обрисовка внешнего контура

Далее производилось совмещение (поворот) сечений относительно друг друга в каждой из плоскостей по отпечаткам микроиндентора, заранее нанесенным на поверхность шлифа (рис. 2).



Рис. 2. Ориентировка сечений в трехмерном пространстве

Объемная фигура построена с помощью операции «Лофт» (рис. 3). Создание 3D-модели или поверхности проведено путем задания ряда поперечных сечений. Поперечные сечения определяют форму получаемой боковой поверхности модели [1].

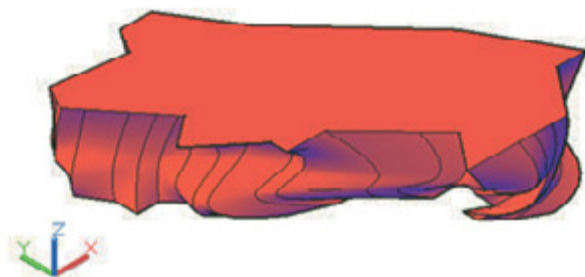


Рис. 3. Геометрическая модель бейнитной колонии, построенная с помощью операции «Лофт»

Построенная модель имеет боковые грани, которые автоматически выбирались программой как направляющие для соединения сечений, поэтому в дальнейшем визуальный стиль отредактирован. Назначен тип отображения триангуляционной сети в основном составляющей квадраты, а также настроен тип сглаживания (рис. 4).

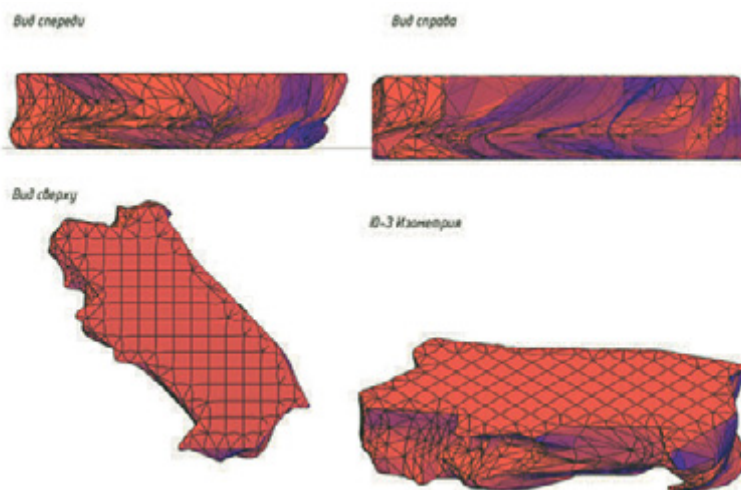


Рис. 4. Настройка визуального стиля модели бейнитной колонии

По изгибам отдельных граней можно сказать, что объемная структура бейнита намного сложнее, чем последовательное чередование пластин феррита и цемента.

Литература

1. Autodesk. Руководство пользователя. AutoCAD MEP 2011. 1396 с.

УДК 621.9

Д. Н. Макеев, О. В. Захаров*

Саратовский государственный технический университет
имени Гагарина Ю. А., г. Саратов

**tms@sstu.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ С НАПЛАВЛЕННЫМИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Экспериментально исследована шероховатость поверхности после наплавки интерметаллидных покрытий и обработки точением. Показано, что известная формула из технологии машиностроения для определения параметра шероховатости нуждается в корректировке.

Ключевые слова: качество поверхности, шероховатость, покрытие, наплавка, технология.

D. N. Makeev, O. V. Zakharov

STUDY OF QUALITY OF THE SURFACE WITH INTERMETALLIDE COATINGS

The surface roughness after surfacing intermetallic coatings and turning is experimentally investigated. It is shown that the well-known formula from engineering technology to determine the roughness parameter needs to be adjusted.

Keywords: surface quality, roughness, coating, surfacing, technology.

В условиях истощения сырьевых ресурсов и необходимости повышения энергоэффективности производства важным направлением является создание деталей с покрытиями. Нанесение покрытий позволяет изменить технологию и использовать заготовки из недорогих материалов с более низкими физико-механическими характеристиками, а затем выполнять модификацию рабочих поверхностей высокопрочными легированными материалами. Наплавка, как один из методов модификации поверхности, дает возможность нанесения покрытий толщиной 0.1...10 мм, тем самым позволяя восстанавливать наиболее дорогостоящие ресурсопределяющие детали, например, де-

тали автомобилей, которые подвержены наибольшему износу в процессе их эксплуатации.

Обзор существующих технологий наплавки с дальнейшей механической обработкой показал, что основные исследования направлены на решение следующих задач: повышение качества наплавленного металла, расширение возможности легирования, увеличение производительности наплавки, снижение ее стоимости и последующей обработки [1–4]. Анализ существующих способов наплавки выявил ряд существенных недостатков: получение высокой твердости наплавленных покрытий затруднено в связи с увеличением возникающих напряжений в металле шва, специфики формы наплавленного покрытия, имеется сильная зависимость состава металла от режима наплавки, которая вызывает в металле неоднородность, а также сложность стандартных методов дальнейшей механической обработки [5–7].

Данную проблему можно решить, используя наплавку с применением основной и присадочной проволоки, в результате чего на поверхности образуется сплав в виде интерметаллидных соединений. Получив металлопокрытие твердостью до 55 HRC, задачу механической обработки предлагается решить, применив лезвийную обработку режущим инструментом, оснащенным сверхтвердым материалом. Это позволяет обрабатывать наплавленные интерметаллидные покрытия, исключив из техпроцесса операцию шлифования и обеспечив высокую производительность и стойкость инструмента [8].

Формула для расчета шероховатости имеет вид [9]

$$Rz = \frac{S^2}{8 \cdot r} + \frac{C_y s^{y_{py}} v^{z_{py}} (HB_{\max}^n t^{x_{py}} - HB_{\min}^n (t - Rz_{\text{исх}})^{x_{py}})}{j_{\text{жесткость ТС}}}. \quad (1)$$

Выполнив расчет по формуле (1), можно построить график (рисунок) изменения шероховатости Ra в зависимости от подачи.

Сравнение результатов расчета по формуле (1) и экспериментальных данных по изменению шероховатости Ra в зависимости от подачи (рисунок) показало, что имеется их значительное расхождение. Поэтому при обработке модифицированной поверхности с интерметаллидным покрытием необходима адаптация данной формулы к конкретным условиям.

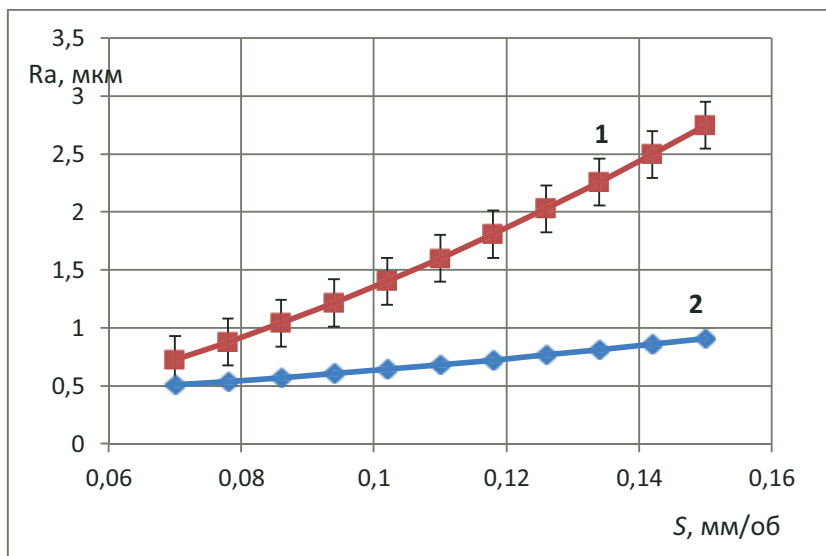


График изменения шероховатости в зависимости от подачи при $v = 200$ м/мин, $t = 0.2$ мм:

1 — экспериментальная зависимость; 2 — теоретическая кривая

Таким образом, имеющиеся в настоящий момент результаты исследований позволяют утверждать о серьезных перспективах данного направления в получении новых конструкционных материалов с интерметаллидными покрытиями. Однако развитию препятствует отсутствие научно обоснованных моделей и методик выбора режимов наплавки и последующей токарной обработки деталей с модифицированной поверхностью.

Литература

1. Кудинов В. В., Иванов В. М. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий. М. : Машиностроение, 1981. 192 с.
2. Линник В. А., Пекшев П. Ю. Современная техника газотермического нанесения покрытий. М. : Машиностроение, 1985. 128 с.
3. Шевченко О. И. Закономерности изменения свойств и структуры покрытий системы Ni-Cr-B-C-Si при наплавке и термической обработке // Сварочное производство. 2002. № 9. С. 19–28.
4. Тимохова О. М., Бурмистрова О. Н. Исследование влияния технологических режимов наплавки на физико-механические свойства покрытия // Естественные и технические науки. 2018. № 11. С. 313–317.

5. Захаров О. В. Бесцентровое шлифование конических поверхностей на станках с продольной подачей // Автоматизация и современные технологии. 2006. № 7. С. 14–16.
6. Гречников Ф. В., Яковишин А. С., Захаров О. В. Минимизация объема измерений плоских поверхностей деталей при сборке // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2018. № 2. С. 56–58.
7. Гречников Ф. В., Яковишин А. С., Захаров О. В. Моделирование влияния радиуса шупа на параметры шероховатости при измерении на координатно-измерительных машинах // Новые технологии, материалы и оборудование российской авиакосмической отрасли : материалы Всерос. науч.-прак. конф. Казань : Изд-во Казан. гос. техн. ун-та, 2018. Т. 1. С. 461–464.
8. Чигиринский Ю. Л. Оценка различия достижимых показателей качества поверхности, обработанной различными технологическими методами // СТИН. 2011. № 5. С. 32–35.
9. Суслов А. Г., Дальский А. М. Научные основы технологии машиностроения. М. : Машиностроение, 2002. 684 с.

УДК 669 72

А. Н. Гостевская*, И. А. Комиссарова, В. Е. Громов

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

**lokon1296@mai.ru*

Научный руководитель — проф., д-р физ.- мат. наук. В. Е. Громов

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНА

Цель настоящей статьи — выявление особенностей формирования структуры и фазового состава технически чистого титана при ЭВЛ иттрием и последующей ЭПО. Методами современного материаловедения проводились исследования структуры, фазового состава, механических свойств титана VT1-0 после комбинированной обработки.

Ключевые слова: электровзрывное легирование, электронно-пучковая обработка, фазовый состав, микротвердость, структура.

A. N. Gostevskaya, I. A. Komissarova, V. E. Gromov

INFLUENCE OF ELECTRIC EXPLOSIVE DOPING WITH YTTRIUM AND ELECTRON BEAM TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF TITANIUM

The purpose of this article was to identify the features of the formation of the structure and phase composition of technically pure titanium in EVL with yttrium and subsequent EPO. Methods of modern materials science conducted studies of the structure, phase composition, mechanical properties of titanium VT1-0 after combined treatment.

Keywords: electroexplosive doping, electron-beam processing, phase composition, microhardness, structure.

Требования в авиационной технике к титану и его сплаву постоянно растут. Весьма перспективными упрочняющими материалами для титана могут быть редкоземельные металлы и их аналоги, напри-

мер иттрий [1]. В настоящее время широко используется такой метод, как электровзрывное легирование, благодаря которому происходит изменение структуры и вазового состава материалов. Дальнейшая электронно-пучковая обработка совершенствует свойства легирования. В настоящее время проведены исследования в сфере комбинированной обработки поверхностных слоев материалов, которая сочетает в себе электровзрывное легирование и электронно-пучковую обработку. Благодаря такому виду обработки, на поверхности образуется нанокompозитная структура и происходит изменение фазового состава материала (таблица).

**Фазовый состав поверхностного слоя титана,
подвергнутого ЭВЛ и последующей ЭПО***

| $E_s, \text{ Дж/см}^2$ | Объемная доля, % | | | |
|------------------------|--------------------|-------------------|------------------------|---------------------|
| | $\alpha\text{-Ti}$ | $\alpha\text{-Y}$ | Y_2O_3 | TiC, TiO_2 |
| ЭВЛ | 75 | 17 | 0 | 8 |
| 20 | 15 | 68 | 10 | 7 |
| 50 | 10 | 73 | 3 | 14 |
| 70 | 100 | 0 | 0 | 0 |

* $q = 5,5 \text{ ГВт/м}^2$.

В данной работе в качестве исследуемого материала использовался технически чистый титан марки ВТ1-0. В качестве взрываемого материала была использована фольга титана ВТ1-0 массой 100 мг. На фольгу помещался порошок иттрия массой 400 мг.

При проведении анализа структурно-фазового состояния было выявлено, что оптимальным режимом обработки поверхностного модифицированного слоя Ti-Y является интенсивный импульсный электронный пучок с параметрами 50 Дж/см^2 ; 150 мкс; 3 имп.; $0,3 \text{ с}^{-1}$.

Анализируя данные, полученные при проведении рентгеноструктурного исследования, было установлено, что в поверхностном слое титана, подвергнутого электровзрывному легированию иттрием, основной фазой является α -титан. В результате легирования образуются дополнительные фазы диоксида и карбида титана (TiO_2 , TiC), присутствие оксидов иттрия выявлено не было.

При дальнейшей электронно-пучковой обработке образцов, при плотности энергии 20 и 50 Дж/см^2 основной фазой становится $\alpha\text{-Y}$,

объемная доля которого варьируется в пределах 68...73%. С увеличением плотности энергии электронного пучка, объемная доля фазы α -иттрия резко уменьшается, и при достижении плотности энергии электронного пучка 70 Дж/см^2 , фаза α -иттрия обнаружена не была. Из последнего можно заключить, что происходит испарение модифицированного слоя.

С помощью методов просвечивающей электронной микроскопии проведен анализ структуры материала на разных расстояниях от поверхности. Изображение структуры поверхностного слоя на различных расстояниях от поверхности модифицирования представлено на рисунке. Следует отметить, что, благодаря комбинированной обработке титана, на поверхности формируется многослойная структура. Поверхностный слой имеет толщину 500 нм и является аморфным, о чем говорит вид микроэлектрограммы, полученной с данного слоя и представленной в виде двух колец (рис. 1, б). Следующий слой имеет столбчатое строение с толщиной 1...1.5 мкм (рис. 1, а). Еще ниже находится протяжный слой с глобулярной кристаллизацией (рис. 1, в, г). Стрелкой на рис. 1, а, б показана поверхность, подвергнутая обработке.

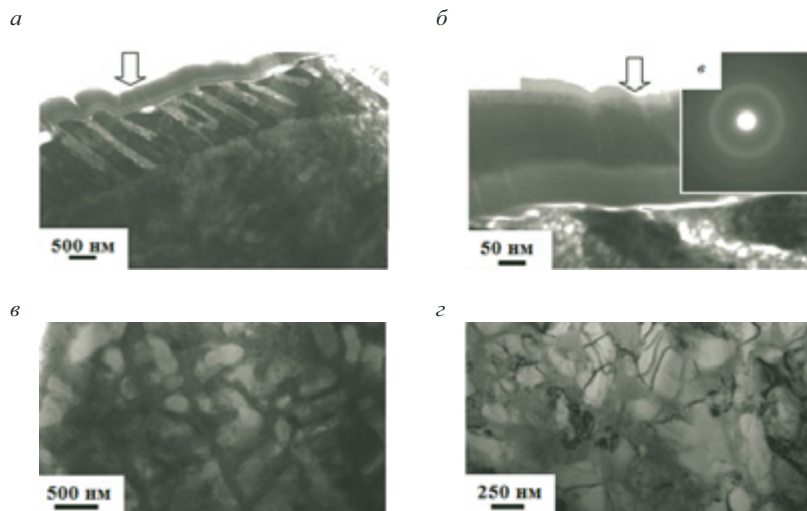


Рис. 1. Структура поверхностного слоя титана, подвергнутого комбинированной обработке, сочетающей ЭВЛ и ЭПО:

а–б — структура поверхности модифицирования; *в* — структура слоя, расположенного на расстоянии 3 мкм от поверхности;
г — на расстоянии порядка 25 мкм от поверхности

ЭВЛ иттрием поверхностного слоя технически чистого титана марки ВТ1-0 приводит к образованию упрочняющей зоны, глубина которой достигает 50 мкм. В поверхностном слое выявлено насыщение частицами иттрия.

При помощи ЭПО образуется многослойная структура, содержащая множество фаз. Фазы расслаиваются при быстрой кристаллизации. Пластинки иттрия имеют размер 300...500 нм, а размер титановых пластинок изменяется в пределах 200...400 нм.

Литература

1. Савицкий Е. М. Редкоземельные металлы и перспективы их использования в промышленности // Вестник АН СССР. 1970. 88 с.

УДК 669.721

Ю. В. Замараева*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**zamaraevajulia@yandex.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ОСАДКИ В ОБОЛОЧКЕ МАГНИЯ В ХОЛОДНОМ СОСТОЯНИИ

Выполнено моделирование осесимметричной осадки в оболочке магния в холодном состоянии с применением метода конечных элементов. Выявлены причины недостаточно высокого уровня пластичности в этой схеме осадки — появление полостей на границе заготовки и обоймы и снижение уровня сжимающих напряжений.

Ключевые слова: магний, осадка, пластичность, холодная деформация, метод конечных элементов.

Yu. V. Zamaraeva

NUMERICAL SIMULATION OF AXISYMMETRIC UPSETTING IN THE SHELL OF MAGNESIUM IN COLD CONDITION

The modeling of axisymmetric upsetting in the shell of magnesium in the cold condition using the finite element method is performed. The reasons for the insufficiently high level of plasticity in this scheme of upsetting — the appearance of spaces at the boundary between the specimen and the cylinder and a reduction in a level of compression stress.

Keywords: magnesium, upsetting, plasticity, cold deformation, finite element method.

Магний, как материал, имеющий гексагональную плотноупакованную (ГПУ) кристаллическую решетку, обладает ограниченным количеством плоскостей скольжения, что приводит к пониженной пластичности [1]. В связи с этим его пластическая обработка чаще всего осуществляется

в горячем состоянии, что улучшает его пластические свойства [2], однако при этом теряется эффект нагартовки металла, позволяющий увеличить прочностные свойства конечного продукта. Переход к обработке магния в холодном состоянии ликвидирует этот недостаток.

Повышение уровня пластичности может быть достигнуто повышением уровня сжимающих напряжений. В области кузнечной осадки это чаще всего достигается созданием удельных сил подпора со стороны оболочки [3]. Экспериментально положительный эффект подпора применительно к обработке магния показан в статье [4].

Целью нашей работы является определение условий работоспособности оболочки при осадке магниевых заготовок. Моделирование осуществили методом конечных элементов в программном модуле DEFORM-2D. Известно, что магний, как ГПУ-металл, может обладать повышенной анизотропией свойств, что приводит к необходимости использования условия текучести по Хиллу, как это сделано в работе [5]. Но из-за отсутствия сведений по необходимым для расчета кривым упрочнения пришлось ограничиться применением условия Мизеса.

Использовали модель изотропной среды с упрочнением, которое описано в статье [6].

Постановка задачи включала в себя описание геометрии очага деформации в исходном состоянии и задание граничных условий в перемещениях. Установлены взаимодействия трех типов на контактах: заготовка — бойки, обойма — бойки, заготовка — обойма.

На рис. 1 представлено решение краевой задачи при относительном обжатии 50 % с сеткой конечных элементов.

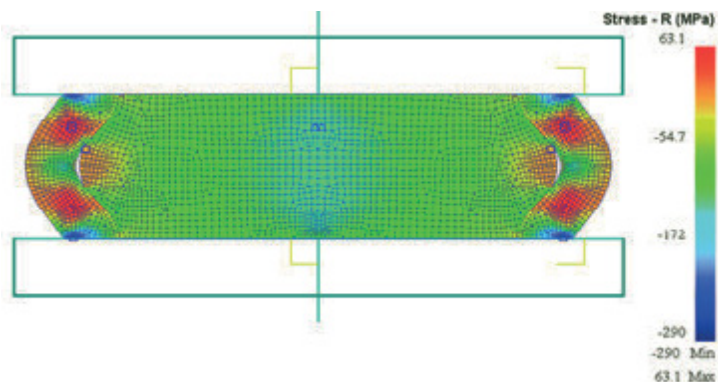


Рис. 1. Распределение напряжений при совместной осадке магниевого образца в медной обойме (справа цветовой ключ; темная стрелка указывает на образование полости между заготовкой и обоймой)

Из рисунка видно, что формоизменение такой сборки сопровождается образованием полости между образцом и обоймой (обозначено темной стрелкой). Также видно, что обойма на части контактной поверхности не выполняет своей функции: она не создает сжимающих напряжений. Мало того, в самой заготовке в месте образования полости создаются напряжения растяжения, которые появляются из-за образования бочки. Это не позволяет обеспечить высокий уровень пластичности по всему объему заготовки.

Неоднородность деформации по сечению заготовки и обоймы демонстрируется на рис. 2.

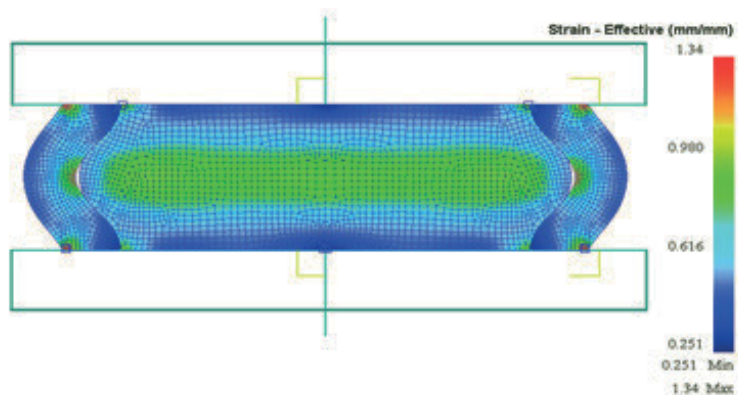


Рис. 2. Распределение деформаций при совместной осадке магниевого образца в медной обойме (справа цветовой ключ)

Наблюдаются зоны затрудненной деформации вблизи центра контактных поверхностей. Наибольшие деформации локализованы в центре заготовки, а в обойме — в середине высоты со стороны внутренней поверхности.

Таким образом, выявлены причины недостаточно высокого уровня пластичности в этой схеме осадки — появление полостей на границе заготовки и обоймы и снижение уровня сжимающих напряжений.

Литература

1. Микроструктура и механические свойства литого магния / Н. А. Кругликов [и др.] // Литейщик России. 2013. № 8. С. 17–21.
2. Логинов Ю. Н., Буркин С. П., Сапунжи В. В. Изучение упрочнения и разупрочнения магния с учетом анизотропии свойств // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 1999. № 6. С. 42–46.

3. Каменецкий Б. И., Логинов Ю. Н., Волков А. Ю. Методы и устройства для повышения пластичности хрупких материалов при холодной осадке с боковым подпором // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 9. С. 15–22.
4. Каменецкий Б. И., Логинов Ю. Н., Кругликов Н. А. Влияние условий бокового подпора на пластичность магния при холодной осадке // Технология легких сплавов. 2012. № 1. С. 86–92.
5. Логинов Ю. Н., Пузанов М. П. Моделирование процесса осадки цилиндрической заготовки при использовании условия текучести Хилла // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2017. № 9. С. 11–16.
6. Комкова Д. А., Волков А. Ю. Структура и текстура магния после низкотемпературной мегапластической деформации // Вектор науки ТГУ. 2017. № 3 (41). С. 70–75.

УДК 621.78.08

М. В. Майсурадзе*, Е. Д. Антакова

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**m.v.maisuradze@urfu.ru*

ОЦЕНКА ОХЛАЖДАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ЗАКАЛОЧНЫХ СРЕД

Проведено экспериментальное исследование охлаждающей способности закалочных сред, применяемых в промышленности при термической обработке деталей из различных металлов и сплавов. При помощи численного решения дифференциального уравнения теплопроводности установлены температурные зависимости коэффициента теплоотдачи при охлаждении в растворе щелочи, воде, масле, а также на воздухе.

Ключевые слова: закалочная среда, термическая обработка, коэффициент теплоотдачи.

M. V. Maisuradze, E. D. Antakova

ESTIMATION OF THE COOLING CAPACITY OF VARIOUS QUENCHING MEDIA

An experimental study of the cooling capacity of quenching media used in industry for the heat treatment of parts from various metals and alloys was carried out. By means of the numerical solution of the differential heat transfer equation, the temperature dependences of the heat transfer coefficient were established upon cooling in an alkali solution, water, oil and air.

Keywords: quenching media, heat treatment, heat transfer coefficient.

При термической обработке металлических изделий правильный выбор закалочных сред оказывает решающее влияние на качество изделий. Оценить результат закалки можно путем численного или имитационного моделирования в различных программных средах. Однако для этого, кроме теплофизических свойств сплава, необходимо знать охлаждающую способность применяемых зака-

лочных сред, которая выражается в виде температурной зависимости коэффициента теплоотдачи. Для ее определения была предложена методика [1], в основе которой лежит численный анализ экспериментальных кривых охлаждения, зарегистрированных при помощи специального термозонда. Используя метод решения обратной задачи теплопроводности, рассмотренный в работе [2], а также применяя уравнение (1), можно с достаточной степенью достоверности определить интересующую температурную зависимость коэффициента теплоотдачи

$$\alpha = (c\delta v m)/(t - t_c), \quad (1)$$

где α — коэффициент теплоотдачи, Вт/(м²·К); c — удельная теплоемкость охлаждаемого металла, Дж/(кг·К); ρ — плотность стали, кг/м³; δ — расстояние от поверхности до горячего спая термопары, м; v — скорость охлаждения в данный момент времени, °С/с; m — коэффициент массивности термозонда ($m = 1 + \text{Bi}/4$, Bi — критерий Био); t — температура металла в данный момент времени, °С; t_c — температура охлаждающей среды, °С.

Были установлены температурные зависимости коэффициента теплоотдачи основных охлаждающих сред, применяемых в промышленности при термической обработке заготовок и деталей из различных металлов и сплавов: 10-ти процентный водный раствор NaOH (рис. 1, а), спокойная вода при температуре 20 °С (рис. 1, б), масло И-20А при температуре 40 °С (рис. 1, в), спокойный воздух при температуре 20 °С и поток воздуха от вентилятора со скоростью 10 м/с (рис. 1, г).

Как видно на рис. 1, б, в, полученные результаты удовлетворительно совпадают с данными, приведенными в различных литературных источниках. Таким образом, приведенные зависимости можно использовать для моделирования процесса закалочного охлаждения металлических изделий. Например, на рис. 2 приведены результаты расчета траектории охлаждения в средней точке стенки трубы диаметром 150 мм и толщиной стенки 30 мм из сплава TiMo₈. На основании термокинетической диаграммы распада β -раствора сплава TiMo₈ [6] установлено, что, при охлаждении от 900 °С на воздухе, можно избежать образования ω -фазы и микроструктура трубы будет состоять из α - и β_2 -фаз.

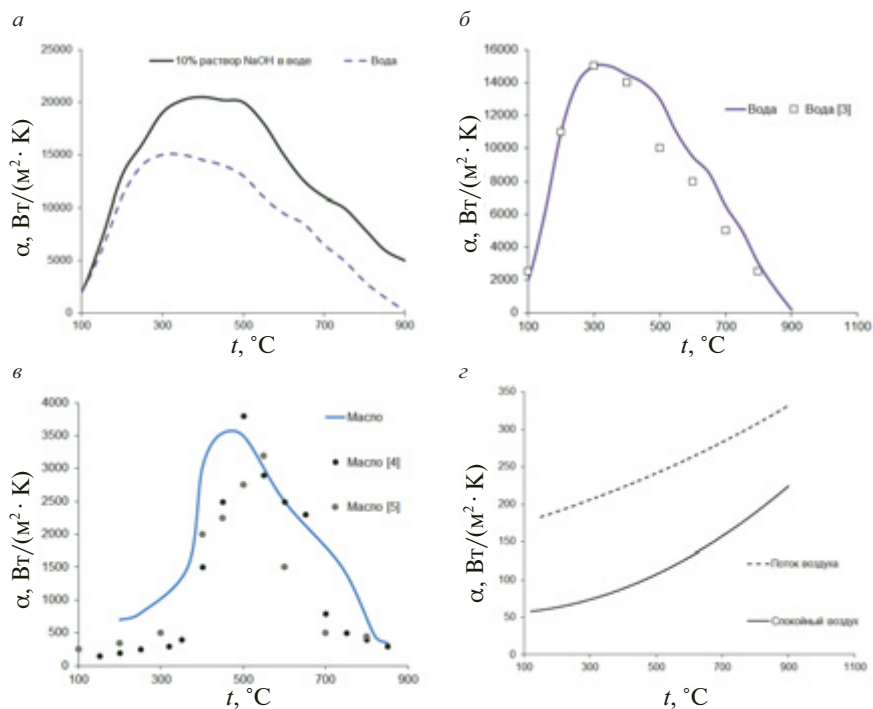


Рис. 1. Температурные зависимости коэффициента теплоотдачи при охлаждении в водном растворе NaOH (а), воде (б), масле (в) и на воздухе (г) [3–5]

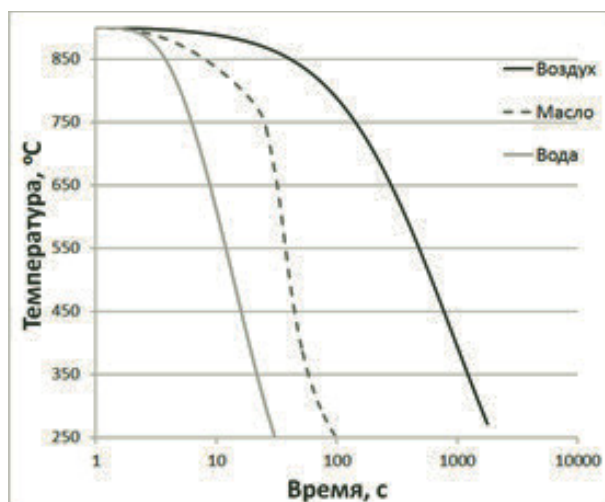


Рис. 2. Траектории охлаждения средней точки сечения стенки трубы из сплава TiMo_8

Литература

1. Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Юдин Ю. В. Экспресс-оценка охлаждающей способности закалочных сред // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 8. С. 66–70.
2. Simplified simulation method of round steel bar cooling / Yu. V. Yudin [et al.] // *ISIJ International*. 2015. Vol. 55. № 7. P. 1538–1540.
3. Heming C., Xieqing H., Jianbin X. Comparison of surface heat-transfer coefficients between various diameter cylinders during rapid cooling // *Journal of Materials Processing Technology*. 2003. Vol. 138. P. 399–402.
4. Liščić B., Filetin T. Measurement of quenching intensity, calculation of heat transfer coefficient and global database of liquid quenchants // *Materials Engineering*. 2012. № 19. P. 52–63.
5. Liščić B. System for Process Analysis and Hardness Prediction when Quenching Axially-Symmetrical Workpieces of any Shape in Liquid Quenchants // *Materials Science Forum*. 2010. Vol. 638–642. P. 3966–3974.
6. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана. М. : *Металлургия*, 1991. 503 с.

УДК 621.78.08

М. В. Майсурадзе*, Е. В. Антаков

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**m. v. maisuradze@urfu.ru*

ПРОГРАММНО-АППАРАТНЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАКАЛОЧНЫХ СРЕД

Разработан программно-аппаратный комплекс, позволяющий производить экспресс-оценку охлаждающей способности закалочных сред, применяемых при термической обработке металлических изделий. Комплекс состоит из специального термозонда, аналого-цифрового преобразователя и вычислительной платформы с программным обеспечением. Комплекс позволяет регистрировать кривые охлаждения, анализ которых выявляет основные характеристики закалочных сред.

Ключевые слова: закалочная среда, термическая обработка, термозонд, охлаждение.

M. V. Maisuradze, E. V. Antakov

HARDWARE AND SOFTWARE SYSTEM FOR ANALYSIS OF THE QUENCHING MEDIA

A hardware-software system has been developed that allows an express estimation of the cooling capacity of the quenching media applied for the heat treatment of metal products. The system consists of a special thermal probe, an ADC, and a computing platform with a software. The system records the cooling curves, which are used for the further analysis to reveal the main characteristics of the quenching media.

Keywords: quenching media, heat treatment, thermal probe, cooling.

Разработанный программно-аппаратный комплекс для оценки охлаждающей способности закалочных сред включает в себя следующие компоненты:

- лабораторную печь;
- специальный термозонд из нержавеющей стали (рис. 1);
- термопару диаметром 1.5 мм;
- закалочный бак небольшого объема (5...10 л);
- аналого-цифровой преобразователь;
- компьютер.

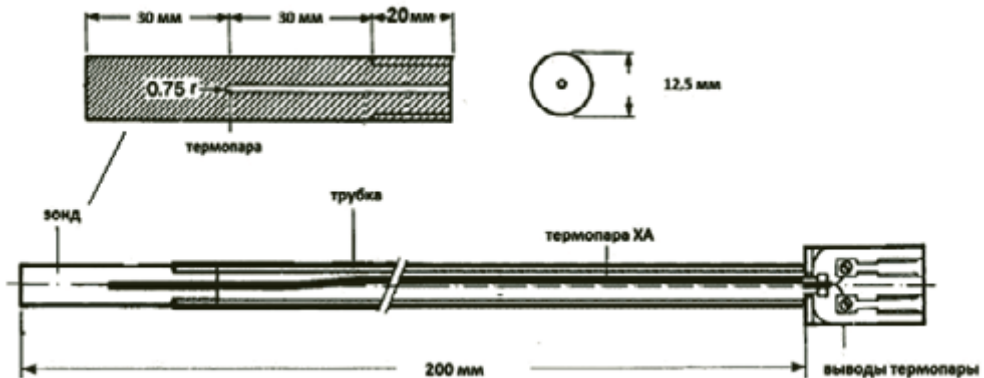


Рис. 1. Эскиз термозонда

Проведение измерений характеристик закалочной среды при помощи программно-аппаратного комплекса состоит в следующем:

- в лабораторную печь, разогретую до требуемой температуры (обычно 850...900 °С), помещается термозонд;
- выдержка термозонда в печи должна составлять не менее 20 мин;
- в специальной программе включается запись сигнала термопары;
- термозонд достается из печи и помещается в бак с закалочной средой или на воздух;
- термозонд охлаждается до температуры закалочной среды;
- запись сигнала термопары выключается и данные сохраняются в отдельном файле.

Контролируемые параметры закалочной среды (согласно стандарту ASTM D6200):

- максимальная скорость охлаждения $v_{\text{макс}}$;
- температура, при которой достигается $v_{\text{макс}}$;
- скорость охлаждения при 700...500 °С и 300 °С;
- время охлаждения до 600 °С;
- время охлаждения до 400 °С;
- время охлаждения до 200 °С.

Кроме того, по методике, предложенной в работах [1. 2], при помощи разработанного программно-аппаратного комплекса можно производить оценку коэффициента теплоотдачи закалочных сред для дальнейшего использования при численном и имитационном моделировании процессов термической обработки деталей из металлов и сплавов.

Литература

1. Майсурадзе М. В., Рыжков М. А., Юдин Ю. В. Экспресс-оценка охлаждающей способности закалочных сред // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 8. С. 66–70.
2. Simplified simulation method of round steel bar cooling / Yu. V. Yudin [et al.] // ISIJ International. 2015. Vol. 55, № 7. P. 1538–1540.

УДК 669.01

М. А. Рыжков*, С. А. Попов

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**m. a.ryzhkov@urfu.ru*,

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук *М. А. Рыжков*

ПОГРЕШНОСТЬ ИЗМЕРЕНИЙ ПРИБОРА СИНХРОННОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

В работе определено среднеквадратичное отклонение показаний дифференциальной термопары прибора синхронного термического анализа в идентичных условиях при нагреве со скоростью 20 К/мин.

Ключевые слова: синхронный термический анализ, дифференциальный термический анализ, дифференциальная термопара, среднеквадратичное отклонение, материаловедение.

M. A. Ryzhkov, S. A. Popov

A MEASUREMENT UNCERTAINTY OF THE SIMULTANEOUS THERMAL ANALYSIS UNIT

The standard deviation of the differential thermocouple of the simultaneous thermal analysis unit was calculated during heating at 20 K/min.

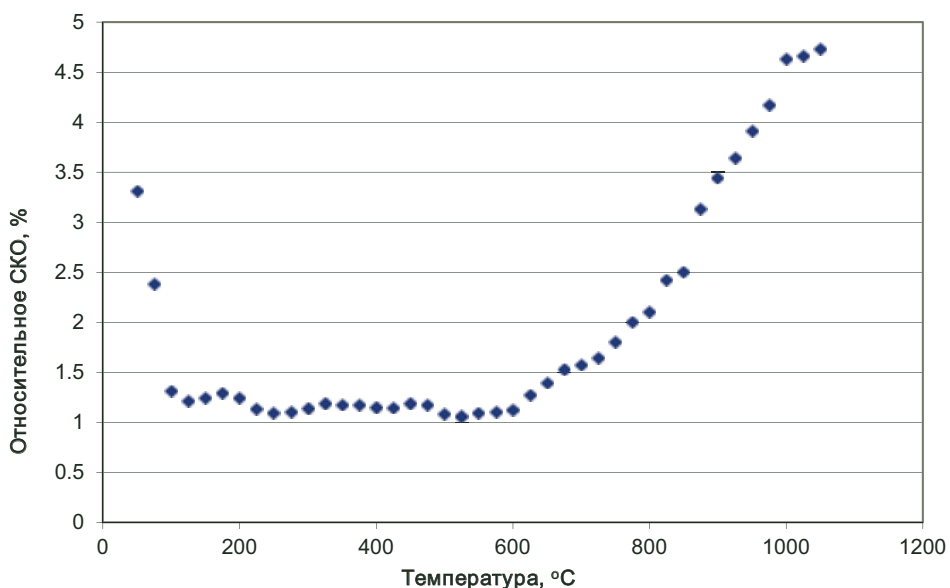
Keywords: simultaneous thermal analysis, differential thermal analysis, differential thermocouple, standard deviation, materials science.

Считается, что при использовании физических методов исследования не требуется определение погрешности измерений, так как обычно изучаемым фазовым и структурным превращениям соответствует резкое изменение регистрируемого параметра в зависимости, например, от температуры.

Прибор синхронного термического анализа представляет собой установку, одновременно регистрирующую сигнал дифференциальной термопары и вес измерительной ячейки. При металлургических

исследованиях наибольший интерес представляет результат дифференциального термического анализа.

В целях определения среднеквадратичного отклонения (СКО) показаний дифференциальной термопары в идентичных условиях было проведено девять нагревов сапфировой таблетки толщиной 1 мм, поставляемой вместе с прибором и используемой при измерении теплоемкости, со скоростью 20 К/мин. Полученные значения СКО при различных температурах представлены на рисунке.



Относительное СКО сигнала, регистрируемого дифференциальной термопарой прибора синхронного термического анализа при скорости нагрева 20 К/мин

При нагреве в интервале температур 100...600 °C значение относительного СКО составляет порядка 1%. Более высокие значения относительного СКО при других температурах, скорее всего, связаны с неоднородностью прогрева измерительной ячейки прибора.

УДК 669.01

М. А. Рыжков*, П. А. Проскуряков

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**m. a.ryzhkov@urfu.ru*,

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук *М. А. Рыжков*

ПОГРЕШНОСТЬ ИЗМЕРЕНИЙ СОВРЕМЕННОГО ДИЛАТОМЕТРА С ПЕЧНЫМ НАГРЕВОМ

В работе определена погрешность измерения длины современного дилатометра с печным нагревом при нагреве и охлаждении со скоростью 0.1 К/с в интервале температур от комнатной до 750 °С.

Ключевые слова: дилатометрический анализ, нагрев, охлаждение, погрешность, индуктивный датчик перемещения, материаловедение.

M. A. Ryzhkov, P. A. Proskuryakov

A MEASUREMENT UNCERTAINTY OF THE MODERN FURNACE HEATING DILATOMETER

The uncertainty of the length measurement of a modern dilatometer with furnace heating during heating and cooling at a rate of 0.1 K/s in the temperature range from room to 750 °C was determined.

Keywords: dilatometry, heating, cooling, uncertainty, LVDT, materials science.

Дилатометрический анализ нашел широкое применение в физическом материаловедении для определения температурных коэффициентов линейного расширения, а также при определении критических температур фазовых и структурных превращений в различных металлических сплавах. Результаты опытов, полученные при различных скоростях охлаждения, оформляются в виде диаграмм, используемых при назначении режимов термической обработки как в лабораторных условиях, так и в условиях промышленного производства.

Существует несколько вариантов определения температурных интервалов превращений по дилатометрическим кривым. При определении температур превращений наиболее точным методом отрыва касательной от прямолинейного участка большое значение имеет инструментальная погрешность применяемого оборудования, так как, например, в практике изучения разрабатываемых экспериментальных сплавов далеко не всегда возможно проведение серии опытов для определения погрешности измерений.

При дилатометрическом анализе погрешность эксперимента определяется не только погрешностью применяемой термопары, но и погрешностью датчика перемещения, используемого в приборе. В целях определения погрешности показаний датчика перемещения современного дилатометра с печным нагревом, образец длиной 50 мм с известным температурным коэффициентом линейного расширения (сплав пирокс) нагревался и охлаждался в печи дилатометра несколько раз. Нагрев и охлаждение проводились со скоростью 0.1 К/с от комнатной до температуры 800 °С и обратно.

Максимальная погрешность как при нагреве, так и при охлаждении оказалась незначительна, ее значение при нагреве составляет $4 \cdot 10^{-5}$ мкм, при охлаждении — $3 \cdot 10^{-5}$ мкм. При этом частота дискретизации индуктивного датчика линейного перемещения, используемого в дилатометре, составляет 0.03 мкм, что на три порядка больше рассчитанных погрешностей измерения. Таким образом, в современном дилатометре с печным нагревом погрешность данных по удлинению образцов составляет $3 \cdot 10^{-2}$ мкм в интервале температур от комнатной до 750 °С при нагреве и охлаждении.

**СЕКЦИЯ 4. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ
МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ, КЕРАМИЧЕСКИЕ
И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

УДК 669.72

К. В. Андреева, У. Ю. Фролова, Д. К. Голованова, О. В. Селиванова*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**sov23@mail.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ МАРКИ 37ХГФБ

В работе изучена среднеуглеродистая трубная сталь после деформации и низкотемпературного нагрева. Изучена структура методом оптической металлографии. Проведена оценка микротвердости отдельных структурных составляющих.

Ключевые слова: конструкционная прочность, среднеуглеродистая сталь, деформация, отжиг, феррит, перлит, микротвердость, ВН-обработка.

K. V. Andreeva, U. Yu. Frolova, D. K. Golovanova, O. V. Selivanova

RESEARCH OF HARDENING TREATMENT INFLUENCE ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF 37HGFB PIPE STEEL

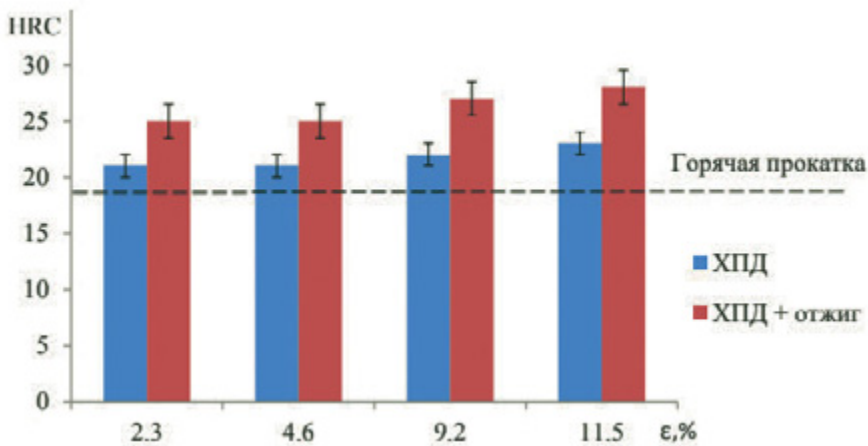
Medium-carbon pipe steel was studied after deformation and low-temperature heating. The structure was studied by optical metallography. The microhardness of individual structural components was evaluated.

Keywords: structural strength, medium carbon steel, deformation, annealing, ferrite, perlite, microhardness, ВН-processing.

Одним из экономных путей повышения прочности является упрочнение стали, вызванное деформационным старением и обусловленное блокировкой атомами С и N свободных дислокаций. Подобный механизм упрочнения применяется в автомобильных сталях при ВН-обработке (от англ. *bake hardening*), который включает в себя кратковременный низкотемпературный нагрев $t_n \leq 250$ °С, $\tau \leq 20$ мин.) холоднодеформированного металла при сушке лакокрасочного покрытия [1, 2].

Образцы исследуемой стали марки 3737ХГФБ были прокатаны на лабораторном стане с различными степенями ($\epsilon = 2.3; 4.6; 9.2; 11.5\%$) при комнатной температуре. После деформации образцы подвергали нагреву при температуре $250\text{ }^\circ\text{C}$; выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе.

ДюрOMETрическим методом установлено, что твердость стали в исходном горячекатаном состоянии $18 (\pm 2)$ HRC. Деформация со степенью 2.3% существенно не влияет на уровень твердости, повышение степени деформации до $9.2...11.5\%$ приводит к повышению твердости до порядка $23...24$ HRC (рисунок). Применение низкотемпературного отжига после деформации увеличивает твердость на $4...5$ HRC.



Влияние пластической деформации и нагрева на твердость

Изучение механического поведения феррита и перлита методом кинетической микротвердости показало, что наложение деформации порядка $2.3...11.5\%$ не приводит к существенному изменению хода кривой индентирования как феррита, так и перлита. Заметного влияния низкотемпературного нагрева после деформации на ход кривых индентирования также не было выявлено.

Литература

1. Rana R., Singh S. B. Automotive Steels — Desing, Metallurgy, Processing and Applications. UK : Elsevier, 2017. 470 p.
2. Пышминцев И. Ю. Упрочнение листовых сталей для холодного формоизменения : учеб. пособие. Екатеринбург : АМБ, 2004. 160 с.

УДК 669.72

Д. С. Култышева, Г. Д. Кореннов, О. В. Селиванова*, М. С. Карабаналов

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*sov23@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

В работе исследованы образцы конструкционной стали марки 20Х3 после закалки и отпуска. Проведена оценка влияния режимов отпуска на механические свойства и структуру стали. Изучены особенности рельефа поверхности разрушения образцов после растяжения методами оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии.

Ключевые слова: сталь, закалка, отпуск, излом, предел прочности, предел текучести, удлинение, хрупкое разрушение.

D. S. Kultysheva, G. D. Korennov, O. V. Selivanova, M. S. Karabanalov

STUDY OF THE EFFECT OF TEMPERING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-CARBON STEEL STEEL

Samples of constructural steel 20H3 after quenching and tempering were studied. The influence of tempering regimes on the mechanical properties and structure of steel was evaluated. The fracture surface relief features of the samples after tensile tests were studied by means of optical and scanning electron microscopy.

Keywords: steel, hardening, tempering, fracture, tensile strength, yield strength, elongation, brittle fracture.

Для термической обработки конструкционных сталей используются различные виды термической обработки, прежде всего это закалка и отпуск. Хотя одной из целей отпуска является повышение пластичности, вязкости сталей после закалки, некорректное проведение отпуска может приводить к охрупчиванию. Поэтому при назначении параметров отпуска необходимо учитывать температурные ин-

тервалы проявления отпускной хрупкости первого и второго рода [1].

Материалом исследования являлись образцы из стали марки 20Х3 после закалки от 900 °С и отпуска в интервале температур 250...650 °С с различным временем выдержки и последующим охлаждением в воде или на воздухе.

Установлено, что после низкотемпературного отпуска ($t_{\text{отп}} = 250$ °С) в структуре стали формируется относительно высокий комплекс прочностных ($\sigma_T = 1256$ МПа, $\sigma_B = 1460$ МПа) и пластических ($\delta_{\text{общ}} = 14.2\%$ и $\Psi = 57.8\%$) свойств. По-видимому, столь высокий уровень прочностных характеристик связан с сохранением высокой плотности дислокаций, возникшей при образовании мартенсита после закалки.

Увеличение температуры отпуска до 450 °С приводит к незначительному снижению σ_T от 1256 МПа до 1172 МПа, σ_B от 1460 МПа до 1290 МПа по сравнению с таковыми после отпуска при $T = 250$ °С.

Увеличение продолжительности выдержки до 3 ч приводит к незначительному падению прочностных свойств, при этом пластические свойства ($\delta_{\text{общ}} = 14.2\%$ и $\Psi = 61.3\%$) почти не меняются.

Проведение высокого отпуска на 650 °С снижает прочностные свойства $\sigma_T = 663$ МПа, $\sigma_B = 777$ МПа, но повышает пластические $\delta_{\text{общ}} = 22.6\%$, $\Psi = 72.8\%$ (рис. 1).

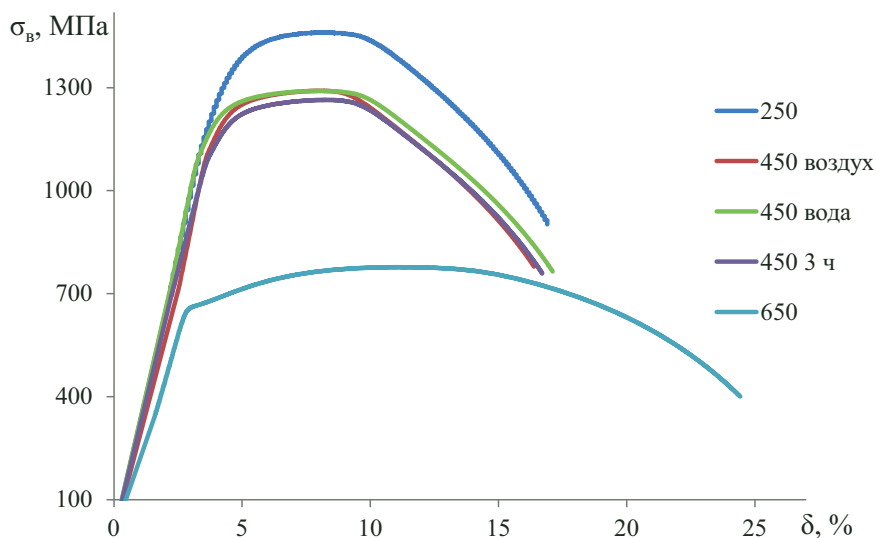


Рис. 1. Диаграммы растяжения образцов стали марки 20Х3 после отпуска в различных режимах

Увеличение продолжительности изотермической выдержки при температуре отпуска 450 °С (воздух) до 2 ч снижает уровень твердости исследуемой стали с 421 до 345 НV. При дальнейшем увеличении времени выдержки до 5 ч твердость значительно не меняется, в структуре появляются сдвиговые продукты распада мартенсита.

Методом РЭМ установлено, что в образце после закалки от 900 °С и отпуска при 450 °С ($\tau_{\text{выд}} = 1$ ч) с охлаждением на воздухе существует три зоны разрушения: для волокнистой зоны и губ среза характерно вязкое разрушение; для радиальной зоны — хрупкое (рис. 2).

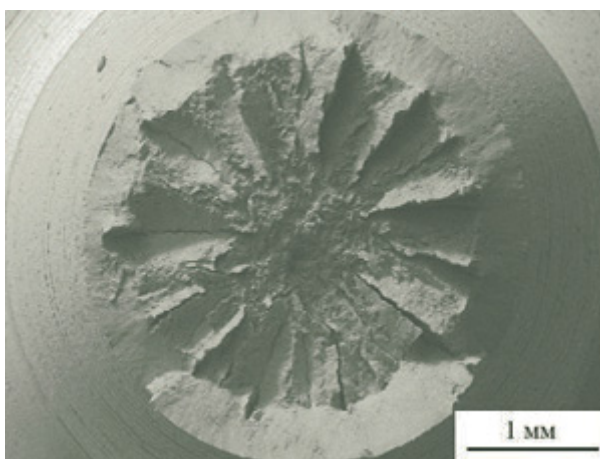


Рис. 2. РЭМ-изображение образца стали марки 20X3 после термообработки (закалка $t_A = 900$ °С; $t_{\text{отп}} = 450$ °С; $\tau_{\text{выд}} = 1$ ч; воздух)

Увеличение температуры отпуска до 650 °С приводит к изменению размеров этих зон. Микрорельеф волокнистой зоны в основном состоит из ямок [2]. Микрорельеф радиальной зоны состоит из вязких (равноосных и вытянутых ямок) и хрупких компонентов (фасеток скола). Для губ среза характерен ямочный рельеф.

Литература

1. Лахтин М. Ю. *Металловедение и термическая обработка металлов* : учебник. М. : Металлургия, 1983. 359 с.
2. *Фрактография и атлас фрактограмм* : справ. изд. : пер. с англ. / под ред. Феллоуза Дж. М. : Металлургия, 1982. 489 с.

УДК 669.72

А. Р. Хамбалеев, Г. В. Шапов, О. В. Селиванова*, В. М. Фарбер

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*sov23@mail.ru

ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ В СТАЛИ МАРКИ 10Г2 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ОБРАБОТОК

В работе изучены образцы низкоуглеродистой стали марки 10 Г2 после обработки в различных режимах. Проведен анализ механических свойств исследуемой стали, оценка размеров различных зон на поверхности разрушения образцов после испытаний на растяжение.

Ключевые слова: кривые растяжения, площадка текучести, равномерная стадия, сосредоточенная стадия, упрочнение, деформационное старение.

A. R. Khambaleev, G. V. Schapov, O. V. Selivanova, V. M. Farber

THE DEFORMATION AGING STUDY IN STEEL 10G2 AFTER DIFFERENT TREATMENTS

Samples of low-carbon steel 10G2 after processing on different treatments were studied. The analysis of the mechanical properties of the steel, the estimation of the various zones size on the fracture surface of the samples after tensile tests were carried out.

Keywords: tensile curves, yield strength, uniform stage, concentrated stage, module of hardening, strain aging.

Термическое и деформационное воздействие оказывает существенное влияние на механические свойства сталей, в которых протекает деформационное старение [1]. Деформационное старение приводит к повышению сопротивления движению дислокаций и, следовательно, к появлению в металле остаточных микронапряжений. Вследствие этого со временем в металле уменьшается возможность релаксации локальных напряжений в вершине дефектов, которые при-

сутствуют на поверхности изделия (трещины), что повышает склонность металла к хрупкому разрушению [2].

В работе описаны образцы стали марки 10Г2 после нормализации, а также после деформации с различными степенями ($\varepsilon = 2...4\%$) с последующим низкотемпературным нагревом при $250\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 1 ч. Микроструктура стали марки 10Г2 после нормализации от $950\text{ }^\circ\text{C}$ представляет собой ферритно-перлитную структуру с долей феррита 95% со средним размером зерна феррита $11 (\pm 1)$ мкм и 5% перлита со средним размером перлитных участков $10 (\pm 1)$ мкм. Нормализация стали марки 10Г2 приводит к формированию в образцах после растяжения волокнистого излома, при этом наложение 3% деформации с низкотемпературным нагревом до $250\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к увеличению доли хрупкой составляющей за счет увеличения радиальной зоны (рис. 1).

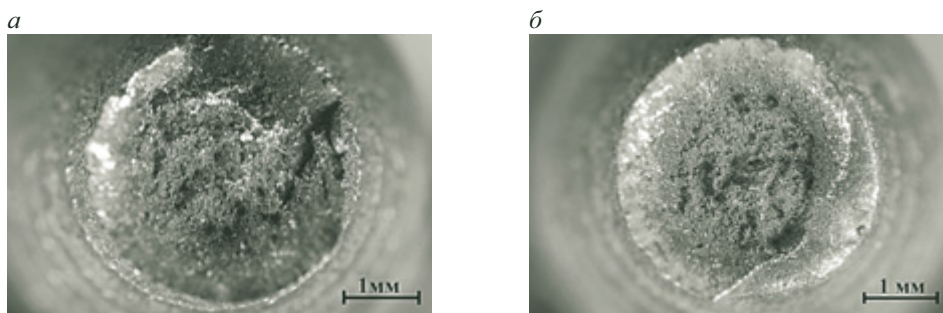


Рис. 1. Излом цилиндрических образцов на растяжение стали марки 10Г2:
a — $T_n = 950\text{ }^\circ\text{C}$, нормализация; *б* — $T_n = 950\text{ }^\circ\text{C}$, нормализация, 3% деформации,
 $T_n = 250\text{ }^\circ\text{C}$, 1 ч

На диаграммах растяжения образцов в нормализованном состоянии наблюдается зуб и площадка текучести, свидетельствующие о процессах деформационного старения в металле (рис. 2). Ход кривых на стадии равномерной деформации демонстрирует параболическую зависимость.

На диаграммах растяжения образцов с $\varepsilon = 3\%$, нагретых до температуры $250\text{ }^\circ\text{C}$, наблюдается «размытый» зуб и площадка текучести. Нагрев после деформации привел к некоторому усилению эффекта деформационного старения: увеличилось значение предела текучести ($\sigma_T^H = 450\text{ МПа}$), уменьшилось удлинение на равномерной стадии ($\delta_p = 6,5\%$).

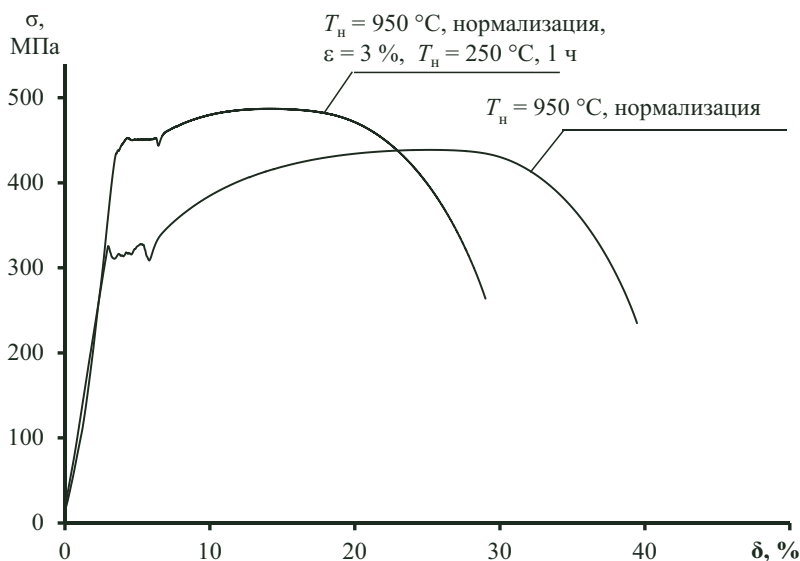


Рис. 2. Диаграммы растяжения цилиндрических образцов стали марки 10Г2

Увеличение деформации до 4% вызывает дальнейшее повышение прочностных и уменьшение пластических характеристик: нижний предел текучести (σ_T^H) равняется 486 МПа, в то время как размер площадки составляет $\delta_T = 1,2\%$. Также увеличивается значение предела прочности до $\sigma_B = 524$ МПа, при этом уменьшается упрочнение на равномерной стадии на $\Delta\sigma = 38$ МПа и удлинение до $\delta_p = 8,9\%$.

Литература

1. Бабич В. К., Гуль Ю. П., Долженков И. Е. Деформационное старение стали. М. : Металлургия, 1972. 320 с.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. М. : Мир, 1972. С. 204–211.

УДК 53.087.3:543.423

Н. Н. Никульченков*, К. Е. Черепанов

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**nikolai.nikulchenkov@urfu.ru*,

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук М. Л. Лобанов

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА FINEMET ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВИТЫХ МАГНИТОПРОВОДОВ

На основе экспериментальных данных об электропроводности и температурных интервалах превращений рассчитаны теплофизические параметры сплава Finemet. Полученные параметры использованы для моделирования тепловых процессов, происходящих в аморфном материале собранного сердечника трансформатора во время отжига в интервале температур нанокристаллизации.

Ключевые слова: магнитомягкий аморфный сплав, нанокристаллизация, терморентгеновский фазовый анализ, тепловой эффект, метод конечных разностей.

N. N. Nikul'chenkov, K.Ye. Cherepanov

THERMOPHYSICAL PARAMETERS DETERMINATION OF NANOCRYSTALLINE FINEMET ALLOY FOR TWISTED MAGNETIC CORES HEAT TREATMENT OPTIMIZATION

Alloy thermophysical parameters were calculated based on electroconductivity experimental data and transformations temperature intervals. Resulting parameters were used for heat processes simulation that occurs in amorphous material of built-up transformer core during annealing in nanocrystallization temperature interval.

Keywords: high-permeability amorphous alloy, nanocrystallization, non-ambient X-ray diffraction heating value, finite difference simulation.

Металлические стекла известны с 1960-х годов как материалы на основе металлических сплавов с нестрогой упорядоченной

структурой [1, 2]. Позже было выяснено, что материал в аморфном состоянии может обладать заметно лучшими механическими, антикоррозионными или магнитными свойствами по сравнению с поликристаллом [3]. Магнитопроводы, выполненные из металлических аморфных материалов, используются в обычных и высокочастотных трансформаторах [4]. При переходе из аморфного состояния в нанокристаллическое, в материале реализуются более высокие магнитные свойства [5]. Для получения готового продукта производят отжиг уже собранного магнитопровода в интервале температур нанокристаллизации. Целью работы является определение теплофизических параметров нанокристаллического сплава $\text{Fe}_{72.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_2\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{14}\text{B}_9$ для последующей оптимизации параметров отжига соответствующих магнитопроводов.

Объектом исследования являлась аморфная лента сплава Finemet $\text{Fe}_{72.5}\text{Cu}_1\text{Nb}_2\text{Mo}_{1.5}\text{Si}_{14}\text{B}_9$ [6] толщиной 20 мкм и шириной 10 мм, изготовленная методом быстрой закалки расплава на вращающийся барабан-холодильник.

РФА проводился на установке Bruker ASX ADVANCE D8 в излучении $K\alpha$ Cu ($\lambda = 1.54 \cdot 10^{-10}$ м). Для РФА были использованы три образца: 1) в аморфном состоянии; 2) образец, отожженный при температуре 550 °С; 3) образец с температурой отжига при температуре 700 °С.

Калориметрический анализ проводили на установке Netzsch STA 449 C Jupiter со скоростью нагрева 30 °С/мин.

Измерения удельного электрического сопротивления проводились на приборе Linseis LSR-3 в процессе изотермических выдержек при заданных температурах. Нагрев между температурами измерений осуществлялся со скоростью 3 °С/мин в статической атмосфере гелия. Данные по электрическому сопротивлению пересчитывались в электропроводность сплава, которая затем пересчитывалась в теплопроводность по закону Видемана — Франца.

Калориметрический анализ показал [7] выделение тепла в интервалах температур 523...543 и 661...675 °С. Это свидетельствует о происходящих в образце превращениях, их удельная теплота составила 386 и 88 кДж/моль соответственно.

РФА показал (рис. 1) эволюцию структуры образца с ростом температуры [7] согласно состоянию сплава при соответствующей температуре отжига (аморфное — кристаллическое — рекристаллизованное).

С помощью второго закона Фурье, учитывающего наличие внутреннего тепла в системе, был смоделирован процесс отжига магнитопро-

водов с помощью полученных теплофизических параметров и интервалов температур.

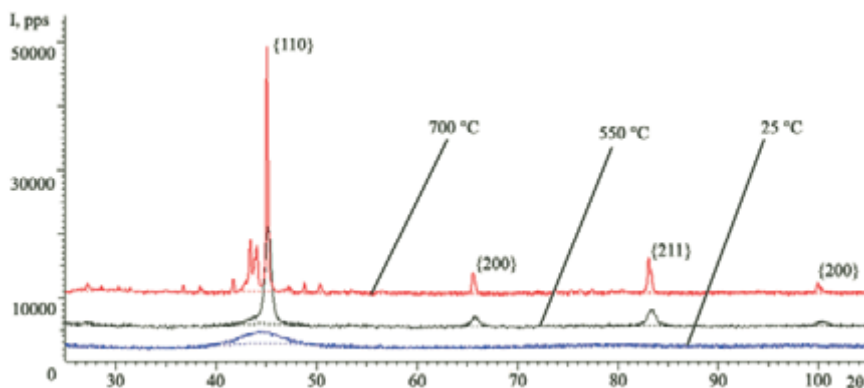


Рис. 1. Результаты РФА образцов при разных температурах отжига

Для численного решения сформулированной краевой задачи использовался метод конечных разностей в виде явной схемы.

Для оценки времени нагрева магнитопровода по толщине производились расчеты выравнивания температуры по сечению при постоянной температуре печи $T_0 = 500$ °С, которая составляла значение заведомо ниже значения температуры фазового превращения T_k (рис. 2).

Дальнейшие расчеты проводились (рис. 3) с учетом выделяемого тепла при фазовом переходе (нанокристаллизации), которое может вывести температуру образца в интервал рекристаллизации, в котором материал теряет магнитные свойства.

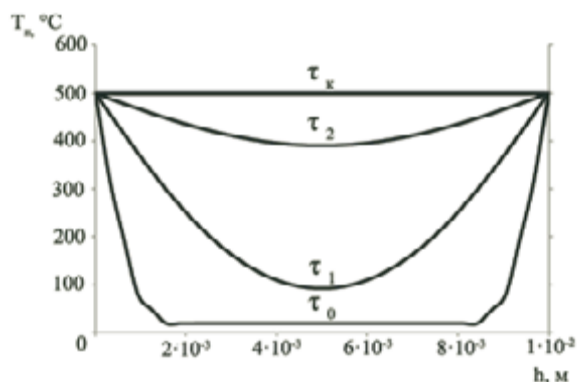


Рис. 2. Температурное поле по толщине магнитопровода при различном времени отжига $\tau_0 < \tau_1 < \tau_2 < \tau_k$

УДК 576.57.085.23:616.71:539.25

**Ю. Я. Хрунык^{1*}, И. В. Вялых², Ф. А. Фадеев³,
А. С. Личаченко¹, А. В. Маракулина¹, С. В. Беликов¹**

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

² ФБУН Екатеринбургский научно-исследовательский институт
вирусных инфекций Роспотребнадзора, г. Екатеринбург

³ Институт медицинских клеточных технологий, г. Екатеринбург

**juliakhrunyk@yahoo.co.uk*

БИОСОВМЕСТИМОСТЬ СУБСТРАТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ TiO₂ НАНОТРУБКАМИ

Клеточную адгезию и пролиферацию исследовали с применением человеческих фибробластов, культивируемых на нанотрубчатом и необработанном титане. В результате проведенных нами экспериментов было выявлено, что модификация поверхности титана нанотрубками не увеличивает уровень адгезии, что, учитывая роль фибробластов в отторжении имплантата, является благоприятным признаком для успешной остеоинтеграции имплантата в живую ткань.

Ключевые слова: титан, нанотрубки, фибробласты, адгезия, остеоинтеграция.

**Y.Ya. Khrunyk, I. V. Vyalykh, F. A. Fadeev,
A. S. Lichachenko, A. V. Marakulina, S. V. Belikov**

THE BIOCOMPATIBILITY OF TiO₂ MODIFIED SUBSTRATES

Cell adhesion and proliferation was studied using human fibroblasts, cultured on nanotubes-modified and non-treated titanium. Our experiments demonstrated that cell adhesion did not increase on nanotube-modified surfaces. Since fibroblasts are known to play a big role in implant rejection TiO₂ nanotubes are a promising surface modification for implants with good osseointegrative properties.

Keywords: titanium, nanotubes, fibroblasts, adhesion, osseointegration.

Одним из основных вызовов в имплантологии является модификация поверхности титана в целях повышения остеointegrационных качеств имплантатов. Способы модификации поверхности титанового имплантата достаточно многочисленны, но в целом они сводятся к приданию ей шероховатой структуры для увеличения площади контакта с клетками и (или) к ее химической модификации для повышения биосовместимости. Одним из способов модификации поверхности титанового имплантата является анодирование, сопровождающееся отложением прочно связанного с поверхностью диоксида титана, самоорганизующегося в виде нанотрубок [1], что приводит к увеличению площади поверхности для контакта клеток. Эффект наномодифицированных поверхностей изучали на разных клеточных линиях, включая человеческие МСК [2, 3], МСК крысы [4], человеческие остеобласты [5, 6].

Целью данного исследования была оценка адгезивной активности человеческих фибробластов на поверхности необработанного и анодированного титана.

Исходным материалом для получения линии дермальных фибробластов человека являлся измельченный фрагмент кожи размером 0.5 см^2 , подвергшийся диссоциации раствором коллагеназы. В качестве ростовой среды использовали смесь DMEM + F-12 (Gibco, Великобритания) с добавлением 12 % FBS (Gibco), 0.03 % глутамина и гентамицина (50 мкг/мл). При пересевах для снятия клеток с культурального пластика использовали 0.25 % раствор трипсина (Gibco). В эксперименте использовали диски из титановой фольги с анодированной и необработанной поверхностью диаметром 13 мм. Все эксперименты выполняли в 6 повторениях.

При сравнении уровня адгезии дермальных фибробластов (рис. 1) на поверхности анодированного и необработанного титана фиксацию клеток для учета результатов осуществляли через 4, 8, 12 и 24 ч после посева клеток. В качестве дополнительного контроля также проводили сравнение с уровнем адгезии фибробластов на культуральном пластике.

Процесс «распластывания» клеток хорошо заметен визуально, начиная с 1-й временной точки (4 ч), когда значительная часть клеток имеет округлую форму, и заканчивая 24 ч, когда фибробласты приобретают характерную для них форму. Морфология клеток на анодированном титане, необработанном титане и культуральном пластике

существенно не различалась, что заставляет предполагать примерно одинаковую скорость адгезии фибробластов на всех 3 типах поверхности (рис. 1). Количество адгезировавшихся на поверхности обработанного и необработанного титана фибробластов достоверно не отличалось во всех временных точках, что, учитывая роль фибробластов в отторжении имплантата, может являться благоприятным признаком для успешной остеоинтеграции имплантата в живую ткань.

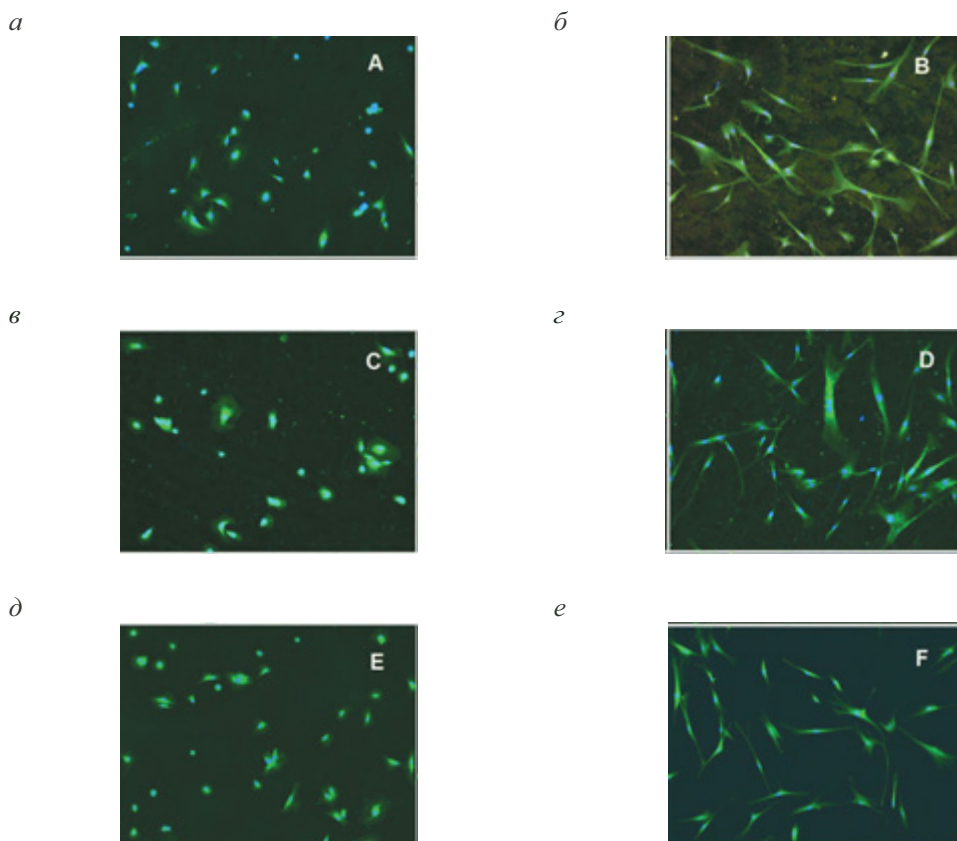


Рис. 1. Дермальные фибробласты, адгезировавшиеся на поверхности анодированного титана (*a* — 4 ч; *б* — 24 ч), необработанного титана (*в* — 4 ч; *г* — 24 ч) и культурального пластика (*д* — 4 ч; *e* — 24 ч)

Работа выполнена при частичном финансировании грантом РНФ 18-13-00220.

Литература

1. Bhosle S. M., Friedrich C. R. Rapid heat treatment for anatase conversion of titania nanotube orthopedic surfaces // *Nanotechnology*. 2017 Oct 6;28 (40):405603. Doi: 10.1088/1361-6528/aa8399.
2. Adhesion and osteogenic differentiation of human mesenchymal stem cells on titanium nanopores / Lavenus S. [et al.] // *Eur Cell Mater*. 2011; 22: 84–96.
3. Osteoprogenitor response to semi-ordered and random nanotopographies / Dalby M. J. [et al.] // *Biomaterials*. 2006; 27: 2980–2987.
4. Influence of engineered nanotubular surfaces on bone cells / Papat K. C. [et al.] // *Biomaterials*. 2007; 28: 3188–3197.
5. Das K., Bose S., Bandyopadhyay A. TiO₂ nanotubes on Ti: Influence of nanoscale morphology on bone cell-materials interaction // *J. Biomed. Mater. Res. A*. 2009; 90: 225–37.
6. Quantitative assessment of the response of primary derived human osteoblasts and macrophages to a range of nanotopography surfaces in a single culture model in vitro / Rice J. M. [et al.] // *Biomaterials*. 2003; 24: 4799–4818.

УДК 538.91

Е. С. Белослудцева^{1*}, А. В. Пушин^{1,2}, А. Э. Свирид¹

¹ Институт физики металлов имени М. Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург

² Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**Ebelosludceva@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. Г. Пушин

ТОНКАЯ СТРУКТУРА, КРИСТАЛЛОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni-Mn, ЛЕГИРОВАННЫХ Ti, Al, Ga И Fe С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (ПЭМ и СЭМ) исследованы сплавы систем: Ni-Mn, Ni-Mn-Al, Ni-Mn-Fe. Определены о. с. при термоупругом мартенситном превращении и в легированных сплавах на основе Ni-Mn с длиннопериодной кристаллической решеткой. ПЭМ-исследования показали, что тетрагональный $L1_0$ -мартенсит имеет преимущественную морфологию в виде иерархии пакетов двойникованных кристаллов с плоскими границами габитусов близкими $\{110\}_{B2}$.

Ключевые слова: термоупругое мартенситное превращение, ориентационное соотношение, Ni-Mn, длиннопериодная кристаллическая решетка, электронно-микроскопические исследования.

E. S. Belosludtseva, A. V. Pushin, A. E. Svirid

FINE STRUCTURE, CRYSTAL-STRUCTURAL FEATURES AND PROPERTIES OF ALLOYS BASED ON THE INTERMETALLIC Ni-Mn, DOPED WITH Ti, Al, Ga AND Fe WITH SHAPE MEMORY EFFECTS

The alloys of the systems Ni-Mn, Ni-Mn-Al, Ni-Mn-Fe are investigated by the methods of transmission and scanning electron microscopy. Determined by thermoelastic martensitic transformation and in alloyed Ni-Mn-based alloys with a long-period crystal lattice. Electron microscopic studies have shown that tetragonal

$L1_0$ -martensite has a predominant morphology in the form of a hierarchy of packages of twinned crystals with boundaries of habits close to $\{110\}_{B2}$.

Keywords: thermoelastic martensitic transformation, orientation relation, Ni-Mn, long-period crystal lattice, electron microscopic studies.

В изученных сплавах мартенсит имел пакетно-пирамидальную морфологию, представленную тонко двойникованными кристаллами. В небольших зернах (до 5 мкм), как правило, наблюдался один пакет мартенситных пластин. На микроэлектронограммах (МЭ) наблюдались рефлексы двойникового типа или экстрарефлексы, расположенные на расстоянии $1/5$ или $1/7$ между основными брэгговскими отражениями, которые отвечали фазе типа $10M$ или $14M$ соответственно [1]. Следовой анализ ПЭМ-изображений и МЭ позволил установить, что габитусная плоскость кристаллов мартенсита близка $\{011\}_{B2/L21}$ и тонкие вторичные внутренние двойники образуются по одной из 24 эквивалентных систем «мягкого» двойникового сдвига $\{011\}\langle 01 \rangle_{B2/L21}$. Основной причиной формирования достаточно хорошо организованной иерархии когерентных кристаллов-двойников в изученных низкокомодульных сплавах являются анизотропные упругие напряжения, накапливаемые при таких термоупругих мартенситных превращениях (ТМП) [1]. Термоупругий механизм превращения обуславливает низкую плотность дислокаций в кристаллах мартенситных фаз $2M$, $10M$ и $14M$, повторяемость при термоциклировании их микроморфологии и самое главное — наличие в них эффектов памяти формы (ЭПФ) и эффектов псевдоупругости (ЭПУ).

Перед ТМП аустенитная фаза высокой симметрии (кубическая) обычно подвергается неполному размягчению кристаллической решетки в широком интервале температур на $10...150$ К выше температуры начала ТМП, что сопровождается различными аномалиями, которые нетипичны для фазы с кубической сингонией. Эти предпереходные аномалии включают диффузное рассеяние (тяжи и сателлиты) на дифракционных картинах, характерный твидовый контраст на изображениях, полученных методом ПЭМ, а также аномальные температурные зависимости акустических и упругих свойств (например, анизотропное тепловое расширение, повышенное акустическое затухание, зависимость модулей упругости и др.). На рис. 1 показана зависимость модуля упругости от состава сплавов Ni-Mn-Al: с увели-

чением содержания Al, то есть понижением температуры ТМП, уменьшается модуль упругости.

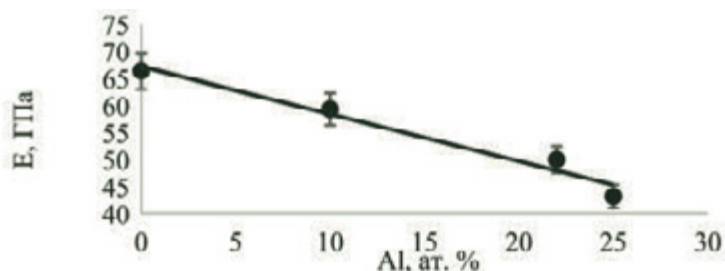
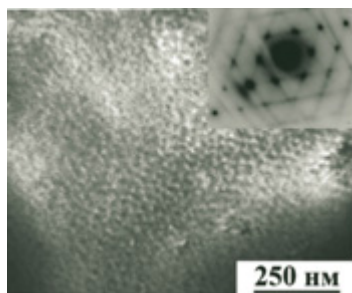


Рис. 1. Зависимость модуля упругости от химического состава системы Ni-Mn-Al

При ПЭМ-исследованиях сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ti}_{25}$, в В2-аустенитном состоянии наблюдался характерный твидовый деформационный контраст, который характерен и для других метастабильных сплавов (рис. 2, а). Полосы твида, как правило, ориентированы вдоль различных кристаллографических направлений — следов пересечения кристаллографических плоскостей типа $\{hkl\}$ и прежде всего $\{hkl\}$ с плоской поверхностью фольги.

а



б

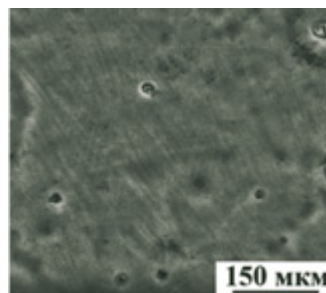


Рис. 2. Микроструктура сплавов $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ti}_{25}$: соответствующая микроэлектронограмма (на вкладке) (а) и $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ (б)

На МЭ В2-аустенита сплавов присутствовали брэгговские структурные и сверхструктурные отражения, свидетельствующие о том, что сплавы представляют собой твердые трехкомпонентные растворы замещения на основе NiMn с В2-структурой. На МЭ В2-сплавов, наряду с брэгговскими рефлексам, всегда наблюдались области диффуз-

ного рассеяния в виде тяжей, диффузных пятен и «острых» сателлитов вблизи рефлексов и между ними. Анализ показывает, что данные тяжи являются следами пересечения сферы отражения плоскими слоями диффузного рассеяния по $\{111\}^*$ обратной решетки, проходящими через ее узлы, за исключением 000.

На рис. 2, б представлена мартенситная микроструктура сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$. В сплаве $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ фазовый состав представлен $L1_0$ -мартенситом. В сплаве, легированном 15 ат. % Fe, методом РСФА установлено, что при комнатной температуре он находится в состоянии неупорядоченной фазы с решеткой A1 — ГЦК.

*Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура»)
г.р. № АААА-А18–118020190116–6 и при поддержке гранта РФФИ
18-32-00529 мол_a*

Литература

1. Пушин В. Г. Белослудцева Е. С., Марченкова Е. Б. Многокомпонентные интерметаллические сплавы на основе Ni-Mn с термо-, механо- и магнитоуправляемыми эффектами памяти формы // ФММ. 2018. Т. 119, № 12. С. 1255–1259.

УДК 538.91

А. В. Пушин^{1,2,*}, Е. С. Белослудцева¹, А. Е. Свирид¹

¹ Институт физики металлов имени М. Н. Михеева

Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург

²Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**avpushin@rambler.ru*

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. Г. Пушин

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМ Ni-Mn-Al И Ni-Mn-Fe

Методами измерений электросопротивления и микротвердости, дифракции рентгеновских лучей и электронной микроскопии исследованы свойства, термоупругие мартенситные превращения (ТМП) и структура сплавов систем $Ni_{50}Mn_{50-x}Al_x$ ($x = 0...25$) и $Ni_{50}Mn_{50-y}Fe_y$ ($y = 0...25$). Установлено, что температуры ТМП и структурный тип термоупругого мартенсита зависят от их химического состава.

Ключевые слова: термоупругое мартенситное превращение, фазовый состав, Ni-Mn, мартенсит, электронно-микроскопические исследования.

A. V. Pushin, E. S. Belosludtseva, A. E. Svirid

STRUCTURE, PHASE TRANSITIONS, PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALLOYS OF Ni-Mn-Al AND Ni-Mn-Fe

The properties, the thermoelastic martensitic transformations (TMT) and the structure of the alloys, based on the systems $Ni_{50}Mn_{50-x}Al_x$ ($x = 0...25$) and $Ni_{50}Mn_{50-y}Fe_y$ ($y = 0...25$), were investigated by electrical resistivity and microhardness, X-ray diffraction and electron microscopy. It was found that the temperatures of the TMT and the structure of martensite depend on their composition.

Keywords: thermoelastic martensitic transformation, phase composition, Ni-Mn, martensite, electron microscopic studies.

По данным структурных исследований, сплавы с Al испытывают каскадные ТМП $2M (L1_0) \rightarrow 10M \rightarrow 14M$ в зависимости от со-

держания Al, а сплавы, легированные Fe, — единственное ТМП с образованием $2M(L1_0)$ мартенсита [1–3]. Результаты измерений микротвердости HV сплавов с Al приведены в таблице. Отмечается вначале снижение HV, а затем некоторый рост, коррелирующий с изменением типа структуры мартенсита. В аустенитных сплавах с 24 и 25 ат. % Al, тип сверхструктуры изменяется от B2 к $L2_1$ и микротвердость вновь несколько снижается.

Зависимость микротвердости от химического и фазового сплавов с Al

| Характеристики | Сплав 1 | Сплав 2 | Сплав 3 | Сплав 4 | Сплав 5 | Сплав 6 |
|-------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| Содержание Al(x), ат. % | 0 | 10 | 18 | 20 | 22 | 25 |
| Тип структуры | 2M | 2M | 2M | 14M | 10M | $L2_1$ |
| HV, ГПа | 4.30 | 3.52 | 2.90 | 3.79 | 3.79 | 3.10 |

Фазовый состав литого закаленного сплава $Ni_{50}Mn_{45}Fe_5$ представлен $L1_0$ -мартенситом. По данным рентгеновской дифрактометрии (РД) (рис. 1) в сплаве при комнатной температуре определены две мартенситные фазы с решетками 2M, у которых разные, хоть и близкие, параметры решетки и степень тетрагональности: $a_1 = 3.72$ нм, $c_1 = 3.57$ нм, $c_1/a_1 = 0.96$; $a_2 = 3.75$ нм, $c_2 = 3.65$ нм, $c_2/a_2 = 0.97$. На изображениях сканирующей электронной микроскопии, наряду с дендритной структурой, наблюдаются типичные пластины мартенсита пакетной морфологии (рис. 2, а, б). Сплав, легированный 15 ат. % Fe, по данным РД при комнатной температуре находится в состоянии неупорядоченной фазы с решеткой Al (ГЦК).

Сплавы, легированные Fe, подвергали интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением 8 ГПа (КВД). Установлено, что в сплаве, легированном 5 ат. % Fe, после механического воздействия КВД при комнатной температуре образуется ультрамелкозернистый сильно фрагментированный аустенит с неупорядоченной решеткой Al с параметром $a = 3...655$ нм (рис. 1, б). В этом случае аустенитные сплавы в соответствии с изменениями HV будут отличаться высокой прочностью и пластичностью, особенно по сравнению с литыми сплавами — прототипами.

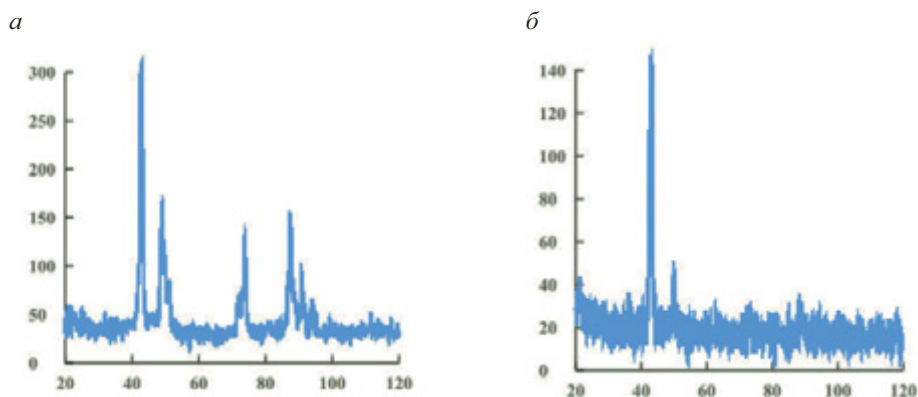


Рис. 1. Рентгеннограммы сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ после закалки (*a*) и КВД (*б*)

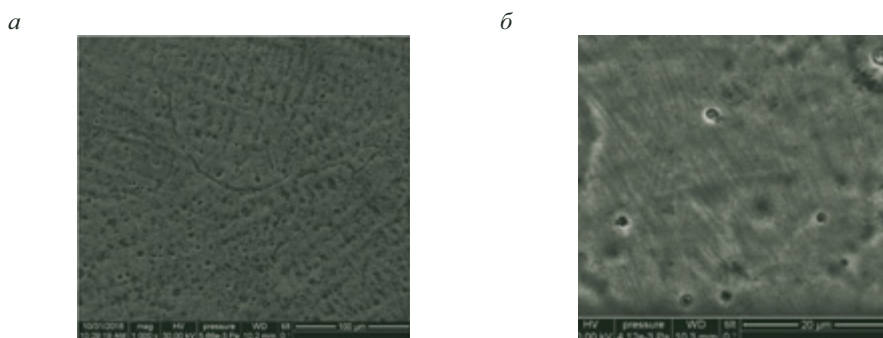


Рис. 2. Микроструктура $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ после литья и отжига:
a — увеличение 1000х; *б* — увеличение 5000х

ВЫВОДЫ

- Показано, что при увеличении содержания алюминия в сплавах квазибинарной системы NiMn-NiAl происходит снижение критических температур термоупругого мартенситного превращения и смена структурного типа кристаллической решетки в последовательности аустенита B2-L2₁ и мартенсита 2М-14М-10М.
- Микротвердость исследованных сплавов закономерно изменяется в зависимости от химического состава и типа образующегося мартенсита с определенной субструктурой и пакетной морфологией мартенситных кристаллов.
- Интенсивная пластическая деформация мартенсита сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{45}\text{Fe}_5$ вызывает обратное термоупругое мартенситное превращение, приводя к формированию высокопрочного и пластичного ультрамелкозернистого аустенита.

*Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура»)
г.р. № АААА-А18–118020190116–6 и при поддержке гранта РФФИ
18-32-00529 мол_а*

Литература

1. Особенности мартенситного превращения и тонкая структура интерметаллического соединения $Ni_{50}Mn_{50}$ / В. Г. Пушин [и др.] // Материаловедение. 2012. № 11. С. 3–10
2. Высокотемпературный эффект памяти формы и термоупругое мартенситное превращение $B2-L1_0$ в интерметаллическом соединении $NiMn$ / В. Г. Пушин [и др.] // ЖТФ. 2013. Т. 83, вып. 6. С. 104–113.
3. Влияние легирования алюминием на структуру, фазовый состав и термоупругие мартенситные превращения в тройных сплавах $Ni-Mn-Al$ / Е. С. Белослудцева [и др.] // ЖТФ. 2015. Т. 85, вып. 9. С. 55–59.

УДК 669.1

А. А. Чуракова^{1,2*}, Д. В. Гундеров^{1,2}

¹ Институт физики молекул и кристаллов — обособленное структурное подразделение Федерального государственного бюджетного научного учреждения Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, г. Уфа

² Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

*churakovaa_a@mail.ru

ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Ni РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА ПРИ МНОГОКРАТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Проведена оценка механических свойств при механических испытаниях на растяжение и функциональных характеристик по площадке фазовой текучести на кривых «напряжение—деформация» в сплавах Ti-Ni различного состава в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях.

Ключевые слова: сплавы Ti-Ni, многократные фазовые превращения, крупнозернистые сплавы, ультрамелкозернистые сплавы, площадка фазовой текучести, параметр обратимой деформации.

A. A. Churakova, D. V. Gunderov

THE EVALUATION OF MECHANICAL AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF TiNi ALLOYS OF DIFFERENT CHEMICAL COMPOSITION WITH DIFFERENT GRAIN SIZE DURING MULTIPLE PHASE TRANSFORMATIONS

The evaluation of mechanical properties during mechanical tensile tests and functional characteristics of the phase flow area on stress-strain curves in Ti-Ni alloys of various compositions in coarse-grained and ultrafine-grained states was carried out.

Keywords: Ti-Ni alloys, multiple phase transformations, coarse alloys, ultrafine alloys, phase flow area, reversible deformation parameter.

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 [1–4]. Явление фазового наклепа (ФП) — накопление дислокаций при мартенситных превращениях — не представляется тривиальным в случае МП с обратимым движением мартенситных границ. При многократных циклах МП происходит некоторое увеличение плотности дислокаций, что в свою очередь сопровождается изменением температуры мартенситных превращений и неким повышением предела дислокационной текучести сплавов при механическом нагружении [5–7]. Величина предела текучести Ti-Ni определяет такие важные характеристики ЭПФ, как реактивное напряжение и ресурс сверхупругости. В то же время предел текучести является чувствительной характеристикой к размеру зерна и плотности дислокаций, поэтому важно провести оценку влияния размера зерна и химического состава на механические и функциональные характеристики при многократных фазовых превращениях. В качестве материалов исследования были выбраны двухкомпонентные сплавы системы Ti-Ni — застехиометрический сплав $Ti_{49.15}Ni_{50.85}$, обогащенный никелем, и сплав эквиатомного состава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$. Механические испытания на растяжение малых образцов проводились при комнатной температуре. Разность между пределами дислокационной и фазовой текучести позволяет оценить напряжение $\sigma_p = \sigma_T - \sigma_M$ (оценочное реактивное напряжение) [2]. Длина плато на стадии фазовой текучести была принята в качестве оценки обратимой (псевдопластической) деформации $\epsilon_{обр}$.

Увеличение предела фазовой текучести свидетельствует о том, что с увеличением термоциклов затрудняется фазовое превращение под нагрузкой и необходимо большее напряжение для его реализации, в данном случае это вызвано увеличением плотности дефектов, накопленных при ТЦ. Оценочное реактивное напряжение с увеличением числа термоциклов возрастает. Длина плато фазовой текучести, которая определяет возможный ресурс обратимой деформации, возрастает от 5.1 до 5.45 % (рис. 1). Для УМЗ состояния, наряду с ростом предела прочности и текучести, характерны также монотонное возрастание предела фазовой текучести и оценочного реактивного напряжения до 290 и 830 МПа соответственно.

И в КЗ-, и в УМЗ-состоянии, в результате воздействия многократных мартенситных превращений, функциональные характеристики — оценочное реактивное напряжение и длина площадки фазовой те-

кучести, определяющая величину обратимой деформации, — возрастают с увеличением количества циклов. При этом у заникеленного сплава прирост несколько больше, чем у стехиометрического. Также прирост функциональных параметров больше в сплавах с ультрамелкозернистой структурой по сравнению с крупнозернистыми.

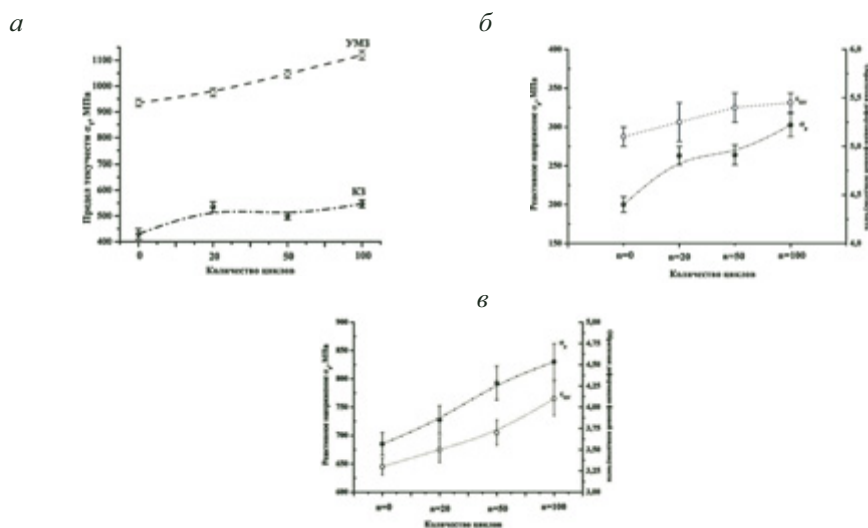


Рис. 1. Зависимости: предела текучести сплава $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$ (а) от числа термоциклов в КЗ- и УМЗ-состояниях, оценочного реактивного напряжения и площадки фазовой псевдотекучести или оценочной обратимой деформации в КЗ- (б) и УМЗ- (в) состояниях от числа термоциклов

Исследования выполнены при поддержке Гранта Республики Башкортостан Российской Федерации для молодых ученых (№ 28 ГР от 07.03.2019).

Литература

1. Хачин В. Н., Пушин В. Г., Кондратьев В. В. Никелид титана: структура и свойства. М. : Наука, 1992. 161 с.
2. Shape memory alloys: fundamentals, modeling, applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu. Montreal : Ecole de technologie supérieure (ETS) Publ., 2003. 851 p.
3. Shape Memory Materials / ed. by K. Otsuka and C. M. Wayman. Cambridge : Cambridge University Press, 1999. 284 p.
4. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы / В. Э. Гюнтер [и др.]. Томск : ТГУ, 1998. 487 с.

5. Miyazaki, S., Igo Y., Otsuka K. Effect of thermal cycling on the transformation temperatures of Ti-Ni alloys // *Acta metallurgica*. 1986. Vol. 34, n.10. P. 2045–2051.
6. Фазовый наклеп при мартенситном превращении никелида титана / В. Я. Ерофеев, Л. А. Монасевич, В. А. Павская, Ю. И. Паскаль // *ФММ*. 1982. Т. 53, № 5. С. 963–965.
7. Миронов Ю. П., Ерохин П. Г., Кульков С. Н. Эволюция кристаллической структуры при фазовом наклепе никелида титана // *Известия вузов. Физика*. 1997. № 2. С. 100–104.

УДК 669-138.8

**Ю. А. Авдеева^{1*}, К. А. Пермякова², Н. И. Глинских²,
И. В. Лужкова¹, А. Н. Ермаков¹**

¹ Институт химии твердого тела Уральского отделения
Российской академии наук, г. Екатеринбург

² Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*y-avdeeva@list.ru

ЖИДКОФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В ВИДЕ CORE-SHELL В СИСТЕМАХ TiC-Mo-Co И TiN-Mo-Co ПРИ ВАКУУМНОМ СПЕКАНИИ

На основе данных рентгенографии и растровой электронной микроскопии спеченных таблетированных составов продемонстрировано фазо- и структурообразование тугоплавких композиций на основе ультра- и нанодисперсных систем TiC-Mo-Co и TiN-Mo-Co в условиях высокотемпературного вакуумного спекания. На основе полученных данных сформулированы механизмы жидкофазного взаимодействия.

Ключевые слова: межфазное взаимодействие, core-shell структура, рентгенофазовый анализ, растровая электронная микроскопия.

**Yu. A. Avdeeva, K. A. Permyakova, N. I. Glinskih,
I. V. Luzhкова, A. N. Ermakov**

LIQUID-PHASE INTERACTION IN THE FORM OF CORE-SHELL IN THE TiC-Mo-Co AND TiN-Mo-Co SYSTEMS DURING VACUUM SINTERING

On the basis of X-ray diffraction data and scanning electron microscopy of sintered pelletized compositions, phase and structure formation of refractory compositions based on ultra-fine and nano-dispersed TiC-Mo-Co and TiN-Mo-Co systems under conditions of high-temperature vacuum sintering was demonstrated. Based on the data obtained, mechanisms of liquid-phase interaction are formulated.

Keywords: interfacial interaction, core-shell structure, X-ray phase analysis, scanning electron microscopy.

Практическое применение core-shell структур в качестве инструментальных материалов на основе тугоплавких соединений титана предполагает их компактирование, направленное на формирование металлокерамического каркаса, заполненного связующими металлоидными компонентами. В нашем случае для ультра- и нанокристаллических систем TiC-Mo-Co и TiN-Mo-Co применялось спекание с участием жидкой фазы при 1500 °С в течение 40 мин в вакууме.

По результатам рентгенофазового анализа спеченных образцов можно сказать, что, в процессе термообработки, металлический молибден в процессе диффузии через жидкую фазу в соответствии с механизмом растворения–переосаждения перераспределяется между сильнодефектным кубическим (типа NaCl) по неметаллической подрешетке карбидом $Ti_{1-n}Mo_nC_x$ и вновь сформированным интерметаллидом $MoCo_3$.

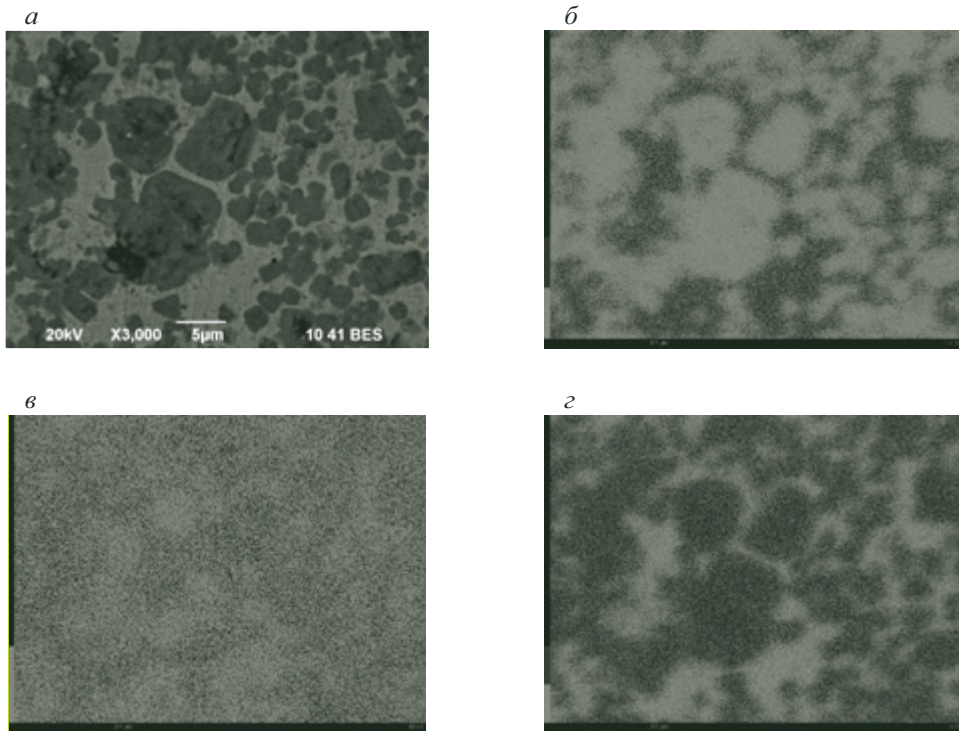


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение (а) и результаты мейпинга участка поверхности-шлифа сплава TiN-Mo-Co (фильтр):

б — Co; в — Mo; г — Ti, спеченных при 1500 °С, 40 мин в вакууме

По данным растровой электронной микроскопии, процесс жидкофазного спекания сопровождается формированием округлых зерен тугоплавкой основы кубического $Ti_{1-n}Mo_nC_x$, перемежающихся связующей фазой $MoCo_3$, что показано на примере системы TiN-Mo-Co (фильтр) на рис. 1, а. Распределение элементов по поверхности участка шлифа (см. рис. 1, б-г) сплава TiN-Mo-Co (фильтр) и сканирование по линии (рис. 2, б) сплава TiC-Mo-Co (циклон) полностью подтверждают данные рентгенографических исследований.

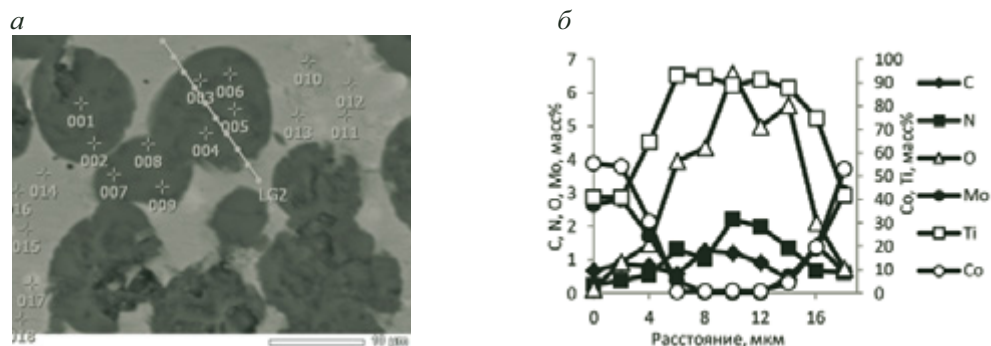


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение (а) участка спеченного сплава TiC-Mo-Co (циклон) и график зависимости массового содержания элементов от расстояния вдоль линии сканирования LG2 (б)

Относительно реакционной способности непосредственно самих нано- и ультрадисперсных частиц с core-shell структурой можно предположить, что, при нагреве в вакууме, первой активизирующейся фазой составляющей выступает сложный титан-кобальтовый нитрид $Ti_{0.7}Co_{0.3}N$, который может разлагаться по реакции



что подтверждено в ходе ДТА- и ТГА-исследований, при этом фазовая составляющая Ti_2Co начинает плавиться при температуре 1058 °С [1], это инициирует непосредственно сам механизм жидкофазного спекания, приведенный в работе [2].

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Института химии твердого тела УрО РАН (тема № 0397-2019-0003)

«Новые функциональные материалы для перспективных технологий: синтез, свойства, спектроскопия и компьютерное моделирование»)

Литература

1. Лякишев Н. П., Алымов М. И. Наноматериалы конструкционного назначения // Российские нанотехнологии. 2006. Т. 1, № 1–2. С. 71–81.
2. Гуменик М. Уэйлен Т. Дж. Керметы. М. : Изд-во иностр. лит., 1962. 367 с.

УДК 669-138.8

К. А. Пермякова^{2*}, Н. И. Глинских², Ю. А. Авдеева¹, И. В. Лужкова¹

¹ Институт химии твердого тела Уральского отделения

Российской академии наук, г. Екатеринбург

² Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*k538ap@gmail.com

Научный руководитель — доц., канд. хим. наук А. Н. Ермаков

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ CORE-SHELL СТРУКТУР ТИПА TiC-Mo-Co И TiC-Mo В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

В настоящей работе проведено исследование формирования нанокристаллических порошков на основе карбида титана, содержащих в своем составе металлический молибден и кобальт в условиях плазмохимического синтеза по схеме плазменной переконденсации в низкотемпературной (4000...6000 °С) азотной плазме.

Ключевые слова: core-shell структура, плазменная переконденсация, температурный барьер, фазообразование.

K. A. Permyakova, N. I. Glinskikh, Yu. A. Avdeeva, I. V. Luzhkova

MODELING PHASE FORMATION OF CORE-SHELL STRUCTURE OF THE TYPE TiC-Mo-Co AND TiC-Mo IN CONDITIONS OF PLASMA-CHEMICAL SYNTHESIS

In this work, the study of the formation of nanocrystalline powders based on titanium carbide containing metallic molybdenum and cobalt was conducted in the conditions of plasma-chemical synthesis according to the plasma recondensation scheme in a low-temperature (4000...6000 °C) nitrogen plasma.

Keywords: core-shell structure, plasma recondensation, temperature barrier, phase formation.

Вся зона переконденсации во вращающемся цилиндре газообразного азота может быть разделена пятью температурными барьерами (рис. 1). Температура барьеров соответствует температуре кристаллизации основных фазовых составляющих в системе TiC-Mo-Co.

В качестве первого температурного интервала можно предложить 4000 °С, где будут присутствовать в частично капиллярной форме (на схеме обозначены каплями) Мо (частично), Тi (частично) и карбид титана TiC_x . В атомарной форме в этом же интервале температур присутствуют Со, С, Тi (частично), Мо (частично). При переходе второго температурного барьера 3300 °С формируется два сорта частиц, в состав которых последовательно входят (Тi, Мо)С (ядро)/(Тi, Мо) $C_{1-x}N_x$ (первая оболочка) при $x < 0.5$ для I сорта частиц, (Тi, Мо) $C_{1-x}N_x$ (ядро)/ TiN_x (первая оболочка) при $x > 0.5$ для II сорта. Помимо вышеуказанных частиц, присутствует незначительное количество окристаллизованного нитрида титана TiN_y . Недействительные атомарные Мо и С переходят в капиллярную форму, а Со остается в газообразном состоянии.

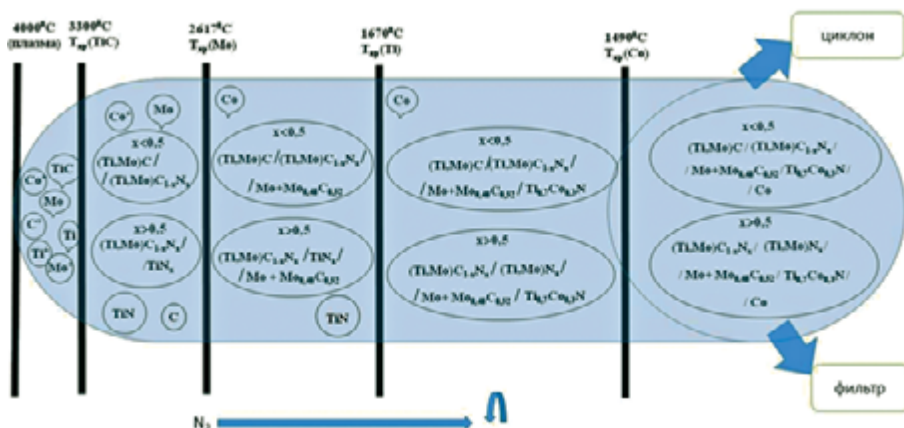


Рис. 1. Механизм формирования core-shell структуры при перекоонденсации во вращающемся цилиндрическом токе азота

При прохождении третьего температурного барьера в 2617 °С ($T_{кр}$ Мо) на первичные тугоплавкие оболочки (Тi, Мо) $C_{1-x}N_x$ и TiN_x частиц I и II сорта осаждается слой металлического Мо (вторая оболочка). С точки зрения значительной разницы температур плавления можно предположить, что слой металлического молибдена осаждается на нанокристаллические слои карбонитрида или нитрида титана в процессе перекоонденсации. В то же время переход каплеобразного углерода через данный температурный барьер сопровождается формированием карбида $Mo_{0.48}C_{0.52}$ орторомбической модификации. На данном этапе завершается формирование нанокристаллической композиций TiC-Мо.

Прохождение четвертого температурного барьера, соответствующего температуре кристаллизации Ti (1670 °С) для I и II сорта частиц, отвечает условиям дальнейшего формирования нанокристаллических частиц TiC-Mo-Co и сопровождается кристаллизацией фазы $Ti_{0.7}Co_{0.3}N$ на поверхности соответствующих слоев металлического Mo с дисперсными включениями $Mo_{0.48}C_{0.52}$ (третья оболочка). Кристаллизация метастабильного продукта протекает на основе взаимодействия остаточного кристаллического нитрида титана с капиллярным кобальтом в токе азота.

Завершающим, пятым, температурным барьером выступает температура 1490 °С, соответствующая температуре кристаллизации металлического кобальта.

Данные моделирования были подтверждены в ходе исследований нанопорошков в соответствии с методиками просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения.

Так, на рис. 2 представлены электронно-микроскопические изображения core-shell структур TiC-Mo-Co и TiC-Mo, визуализирована компоновка тугоплавкой основы (темные ядра) и набора атомарно-слоевых пакетов металлов (светлые оболочки).

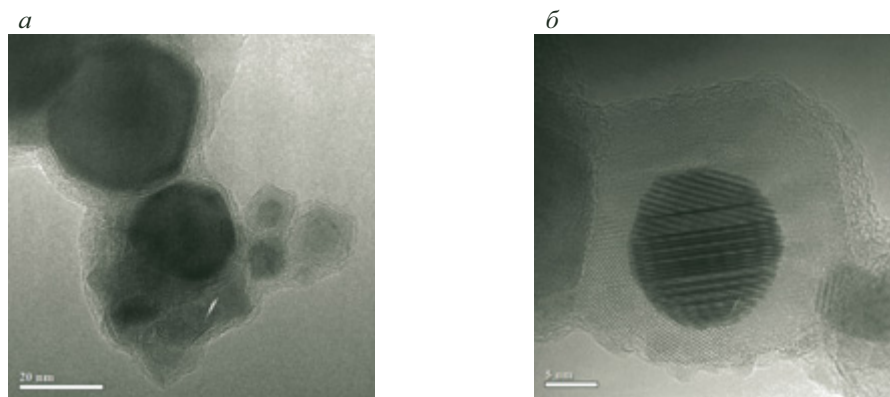


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения (ПЭМ ВР) нанокристаллических core-shell структур:

a — TiC-Mo; *б* — TiC-Mo-Co

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием Института химии твердого тела УрО РАН (тема № 0397-2019-0003 «Новые функциональные материалы для перспективных технологий: синтез, свойства, спектроскопия и компьютерное моделирование»)

УДК 669-138.8

Н. И. Глинских^{2*}, К. А. Пермякова², Ю. А. Авдеева¹, И. В. Лужкова¹

¹ Институт химии твердого тела Уральского отделения

Российской академии наук, г. Екатеринбург

² Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*natali.glinskikh@mail.ru

Научный руководитель — доц., канд. хим. наук *А. Н. Ермаков*

ТЕРМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ CORE-SHELL СТРУКТУР ПРИ ДТА- И ТГА-ИССЛЕДОВАНИЯХ В ТОКЕ Ar

В работе проведено исследование термической стабильности в условиях защитной атмосферы Ar плазмохимических ультра- и нанодисперсных композиционных порошков TiC-Mo, TiC-Mo-Co и TiN-Mo-Co в низкотемпературной азотной плазме.

Ключевые слова: core-shell структура, дифференциальный термический и термогравиметрический анализ, рентгенография, окисление.

N. I. Glinskikh, K. A. Permyakova, Yu. A. Avdeeva, I. V. Luzhkova

THERMAL BEHAVIOR OF CORE-SHELL STRUCTURES IN DTA AND TGA STUDIES IN Ar (ARGON) CURRENT

In this paper, the study of thermal stability under protective atmosphere of Ar plasma-chemical ultra- and nano-dispersed composite powders TiC-Mo, TiC-Mo-Co and TiN-Mo-Co in a low-temperature nitrogen plasma was conducted.

Keywords: structure, differential thermal and thermogravimetric analysis, X-ray, oxidation.

Термографирование, включающее в себя ДТА- и ТГА-исследования, проводилось на термоанализаторе Setsys Evolution (Setaram, Франция) в интервале температур 20...1000 °С со скоростью нагрева 10 °С/мин и последующим охлаждением в токе технического Ar, содержащего в своем составе до 5 мас. % кислорода воздуха. Ис-

пользование защитной атмосферы в виде инертных газов позволяет значительно замедлить окислительные процессы и выявить переходные стадии химического взаимодействия фазовых составляющих нано- и ультрадисперсных композиций. Результаты термографирования представлены на основе рентгенографических исследований термостатированных ультра- и нанодисперсных порошков в таблице.

Из таблицы видно, что после термообработки все составы TiC-Мо (опыты 1...3) присутствуют в виде оксидов TiO_2 и MoO_3 , причем содержание MoO_3 не превышает порядка 3 мас. %, что можно связать с его интенсивным испарением при температурах выше 800 °С.

Рентгенографические данные термостатированных в условиях ДТА- и ТГА-анализа ультра- и нанодисперсных порошков TiC-Мо, TiC-Мо-Со и TiN-Мо-Со в виде core-shell структур

| Номер опыта | Фракция | Фазовый состав, мас. % |
|-------------|---------------------|--|
| 1 | TiC-Мо (бункер) | TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (98.87%); MoO_3 (пр. гр. Pbnm), (1.13%) |
| 2 | TiC-Мо (циклон) | TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (95.77%); MoO_3 (пр. гр. Pbnm), (1.14%); Mo (пр. гр. Im-3m), (3.09%) |
| 3 | TiC-Мо (фильтр) | TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (97.20%); MoO_3 (пр. гр. P21/c), (2.80%) |
| 4 | 1TiC-Мо-Со (циклон) | TiC (пр. гр. Fm-3m), (8.87%); $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (17.72%); Mo (пр. гр. Im-3m), (0.16%); TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (72.06%); Co (пр. гр. Fm-3m), (1.18%) |
| 5 | 1TiC-Мо-Со (фильтр) | $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (62.21%); TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (37.79%) |
| 6 | 2TiC-Мо-Со (циклон) | TiC (пр. гр. Fm-3m), (19.03%); $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (22.34%); Mo (пр. гр. Im-3m), (0.51%); TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (55.48%); Co (пр. гр. Fm-3m), (2.64%) |
| 7 | 2TiC-Мо-Со (фильтр) | $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (59.79%); TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (40.21%) |
| 8 | 1TiN-Мо-Со (циклон) | TiN (пр. гр. Fm-3m), (19.32%); Co_2TiO_4 (пр. гр. Fd-3m), (1.48%); $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (29.59%); Mo (пр. гр. Im-3m), (0.22%); TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (42.42%); $CoMoO_4$ (пр. гр. C2/m), (5.35%); Co (пр. гр. Fm-3m), (1.62%) |
| 9 | 1TiN-Мо-Со (фильтр) | TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (13.79%); Co_2TiO_4 (пр. гр. Fd-3m), (22.42%); $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (63.80%) |
| 10 | 2TiN-Мо-Со (циклон) | TiN (пр. гр. Fm-3m), (10.38%); Co_2TiO_4 (пр. гр. Fd-3m), (4.04%); $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (29.00%); TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (29.77%); $CoMoO_4$ (пр. гр. C2/m), (26.22%); Co (пр. гр. Fm-3m), (0.59%) |
| 11 | 2TiN-Мо-Со (фильтр) | TiO_2 (пр. гр. P42/mnm), (8.18%); Co_2TiO_4 (пр. гр. Fd-3m), (45.15%); $CoTiO_3$ (пр. гр. R-3), (46.67%) |

При термографировании составов, содержащих Со, наблюдается следующая картина. Во всех порошковых композитах TiC-Мо-Со, выгруженных из циклона (опыты 4, 6), присутствует кубический ти-

тан-молибденовый карбид $Ti_{1-n}Mo_nC_x$, TiO_2 рутильной модификации, орторомбический MoO_3 , ромбоэдрический $CoTiO_3$, а также следовые количества кубических Mo и Co . Термографированные фракции из фильтра представлены смесями ромбоэдрического $CoTiO_3$ и TiO_2 рутильной модификации в различных пропорциях (опыты 5, 7).

Несколько иная картина наблюдается после ДТА- и ТГА-исследований составов TiN - Mo - Co . Так, например, во фракциях, выгруженных из циклона, присутствуют предположительно кубический TiN , TiO_2 рутильной модификации, $CoTiO_3$, Co_2TiO_4 , $CoMoO_4$ и металлический Co (опыты 8, 10). Во фракциях из фильтра присутствуют ромбоэдрический $CoTiO_3$, Co_2TiO_4 и TiO_2 рутильной модификации (опыт 9, 11).

При термографировании составов TiC - Mo , первоначально происходит окисление металлического молибдена и его карбида до MoO_3 , а затем, по мере проникновения кислорода в слой оболочки, происходит полное окисление карбида $Ti_{1-n}Mo_nC_x$ до рутила TiO_2 . В этих условиях с учетом дисперсности плазмохимических порошковых композиций может наблюдаться присутствие незначительного количества Mo (опыты 1–3).

Наличие металлического кобальта в системах TiC - Mo - Co и TiN - Mo - Co несколько видоизменяет процессы фазообразования с участием кислорода, присутствующего в аргоне. Ввиду того что переконденсированные частицы имеют радиальное расположение фазовых составляющих, которое регламентировано, в первую очередь, температурами их кристаллизации, самым верхним слоем будет выступать слой Co , как наиболее легкоплавкий, за Co следует слой металлического Mo с вкраплениями частиц $Mo_{0.48}C_{0.52}$. В качестве ядра нанокристаллической структуры выступает тугоплавкое ядро нитрида титана TiN кубической модификации. В условиях такой компоновки, в процессе термографирования порошков ультрадисперсного диапазона из циклона будет сформирована фаза $CoMoO_4$, затем $CoTiO_3$, который при дальнейшем подкислении формирует Co_2MoO_4 (опыты 8, 10). В некоторых случаях присутствуют следы Mo , его остаточный характер объясняется практически полным окислением и испарением MoO_3 в интервале температур выше $800^\circ C$ (опыт 8). Тугоплавкая основа окисляется до TiO_2 рутильной модификации, но часть нитрида титана остается в неизменном виде.

Окисление фильтровых фракций в процессе термографирования, в силу их нанометрового диапазона, протекает более интенсивно. При

этом воздействию кислорода подвержены все без исключения фазовые составляющие и конечный состав продуктов термографирования представлен рутилом, CoTiO_3 и Co_2TiO_4 .

В заключение проделанной работы по результатам анализа данных рентгенографии ультра- и нанодисперсных порошков TiC-Mo, TiC-Mo-Co и TiN-Mo-Co в виде core-shell структур можно сказать, что в рамках термографических исследований косвенно можно подтвердить наличие core-shell структуры во всех исследуемых материалах на основе карбидов и нитридов титана, полученных в условиях плазмохимического синтеза по схеме плазменной переконденсации в низкотемпературной азотной плазме.

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием
Института химии твердого тела УрО РАН (тема № 0397-2019-0003
«Новые функциональные материалы для перспективных технологий:
синтез, свойства, спектроскопия и компьютерное моделирование»)*

УДК 669.15-194.56

Н. И. Синицин^{1*}, О. А. Чикова^{1,2}, В. В. Вьюхин¹, М. А. Лягаева²¹Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

²Уральский государственный педагогический университет, г. Екатеринбург

*nikolaisinitsin1990@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА РАСПЛАВА НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛИТОГО МЕТАЛЛА

В работе представлены результаты сравнительного исследования микроstructures слитков стали марки 110Г13Л (сталь Гатфильда), отобранных до и после нагрева расплава до 1900 К. Скорость охлаждения металла при кристаллизации 0.2 К/с. Микроструктура слитков представлена дендритами аустенита, междендритное пространство заполнено феррито-перлитной смесью с карбидами, карбонитридами. В микроструктуре присутствуют также неметаллические включения: сульфиды (FeS + MnS), нитриды, оксиды и оксисульфиды; поры. Обнаружена неоднородность дендритов аустенита по химическим элементам для перегретого перед кристаллизацией слитка.

Ключевые слова: сталь марки 110Г13Л, расплав, кристаллизация, слиток, микроструктура.

N. I. Sinitsin, O. A. Chikova, V. V. V'yukhin, M. A. Lyagaeva

INFLUENCE OF HEATING MELT TEMPERATURE ON THE CAST METAL MICROSTRUCTURE

The paper presents the results of a comparative investigation of the microstructure of ingots of steel 110G13L (Gatfield steel), selected before and after heating the melt to 1900 K. The cooling rate of the metal during crystallization of 0.2 K/s. The microstructure of the 110G13L steel ingots is represented by austenite dendrites, the interdendritic space is filled with a ferritic-pearlitic mixture with carbides, carbonitrides. Nonmetallic inclusions are also present in the microstructure: sulfides (FeS + MnS), nitrides, oxides and oxysulfides; pores. The heterogeneity of austenite dendrites in chemical elements for an ingot superheated before crystallization was found.

Keywords: steel 110Г13Л, melt, crystallization, ingot, microstructure.

Сталь марки 110Г13Л обладает уникальными свойствами: высоким сопротивлением износу в сочетании с высокими пластичностью и прочностью. Изделия из стали марки 110Г13Л для обеспечения указанных свойств, как правило, подвергаются термической обработке, заключающейся в нагреве до порядка 1100 °С с последующей закалкой через воду [1]. В данной работе изучается формирование свойств отливок на стадии подготовки расплава к разливке и кристаллизации, то есть подбор оптимального режима температурно-временной обработки (ТВО) расплава. Идея ТВО расплава основана на гипотезе о том, что, при температурах выше температуры ликвидуса, в многокомпонентном сплаве в течение длительного времени могут существовать микронеоднородности, отличные по химическому составу от окружающего металла [2]. Для их разрушения нужны перегревы расплава до определенной для каждого состава температуры T^* или иные энергетические воздействия, например, ультразвуковая кавитация. Температуру $T^* = 1720$ К для жидкой стали марки 110Г13Л авторы ранее определили в результате вискозиметрического исследования [2].

В работе представлены результаты сравнительного исследования микроструктуры слитков стали марки 110Г13Л, отобранных до и после нагрева расплава до 1900 К. Химический состав исследуемых образцов, %, определен с помощью эмиссионного спектрометра SPECTROMAX: С 1.2; Si 0.5; Mn 12.6; Cr 1.2; Ni 0.2; Fe остальное.

Исследования микроструктуры образцов проводили традиционными методами металлографии с помощью оптического микроскопа Neophot-32. Образцы исследовались в нетравленном и травленном состояниях. Для измерения микротвердости применяли прибор ПМТ-3, при нагрузке 0.5 МПа погрешность измерения составляла 2...5 %.

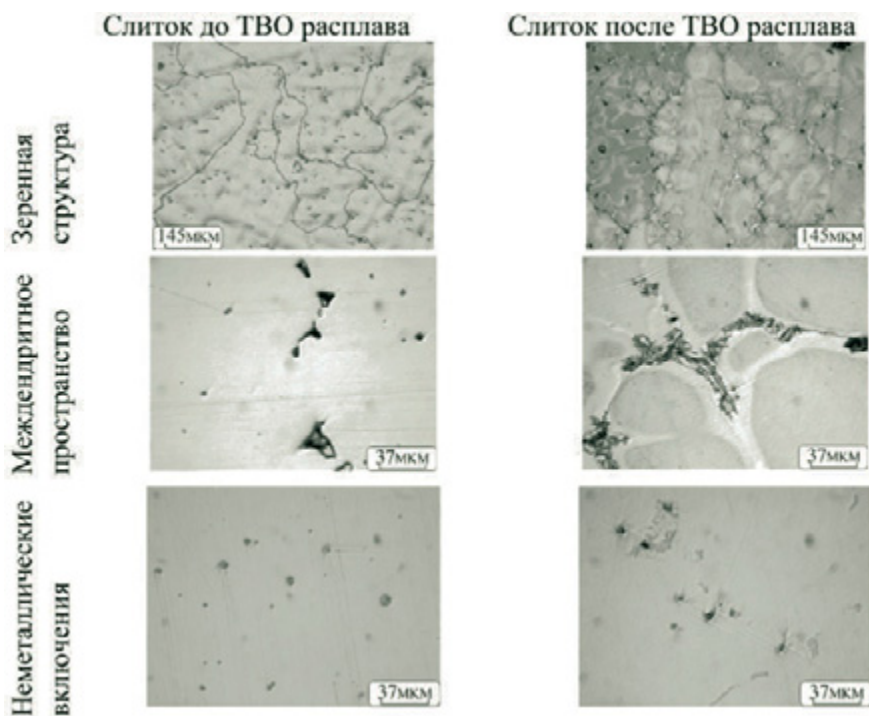
Результаты исследования микроструктуры представлены на рисунке. Микроструктура слитков стали марки 110Г13Л представлена дендритами аустенита, междендритное пространство заполнено феррито-перлитной смесью с карбидами, карбонитридами. Размер зерна, расстояние между вторичными ветвями дендритов до и после ТВО расплава мало отличаются. Оценили скорость охлаждения слитка 0.2 К/с на основании зависимости расстояния между вторичными ветвями дендритов от скорости охлаждения [3].

$$SDAS = 39,4 R^{-0,317},$$

где $SDAS$ — расстояние между ветвями вторичных дендритов; R — скорость охлаждения, К/с. Твердость по Бринеллю для обоих образцов

одинакова — 191 НВ. Присутствуют неметаллические включения как на границах, так и в теле зерна: сульфиды ($\text{FeS} + \text{MnS}$), нитриды, оксиды и оксисульфиды.

Обнаружена неоднородность дендритов аустенита по химическим элементам перегретого перед кристаллизацией слитка, которая является результатом ликвации при затвердевании, что согласуется с данными по микротвердости. Микротвердость около границ (светлая окантовка) составляет $H_{\mu} = 2393$ МПа, в центре зерна $H_{\mu} = 2059$ МПа (разница 334 МПа). Напротив, для исходного образца без ТВО расплава микротвердость около границ зерен и в центре составляет 2118 и 2059 МПа соответственно. Здесь значения микротвердости практически равны (разница 59 МПа). Кроме того, на границах зерен отсутствуют карбиды, что указывает на температурное диффузионное выравнивание по химическому составу и растворение карбидов. Стыки зерен свободны также от карбидов. Распад аустенита на границах отсутствует. Перегрев жидкой стали до 1900 К при последующем охлаждении и кристаллизации также привел к повышению пористости слитка.



Микроструктура слитка стали 110Г13Л

Литература

1. Обзор результатов исследований, направленных на улучшение свойств отливок из высокомарганцевой стали / Сеницкий Е. В. [и др.] // Литейное производство. 2016. № 2. С. 45–57.
2. Сеницин Н. И., Чикова О. А., Вьюхин В. В. Вязкость и электросопротивление жидкой стали 110Г13Л // Труды научно-практической конференции «Перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР : ФЕРРОСПЛАВЫ». Екатеринбург : Альфа Принт, 2018. С. 451–459.
3. Wang Q. G. Cáceres C. H. Mg effects on the eutectic structure and tensile properties of Al-Si-Mg alloys // Materials Science Forum. 1997. Vol. 242. P. 159–164.

УДК 621.9

О. С. Петухова*, Е. Д. Гуркина, Е. А. Смирнова

Московский авиационный институт

(национальный исследовательский университет) г. Москва

**faculty1@mail.ru*

Научный руководитель — канд. техн. наук *Т. Г. Ягудин*

ОСОБЕННОСТИ ОБРАБОТКИ ОТВЕРСТИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВИБРАЦИЙ

В работе показано, что эффективным способом повышения производительности сверления глубоких отверстий на специальных горизонтально-сверлильных станках является вибрационное сверление. При вибрационном сверлении, сверлу или обрабатываемой детали сообщается возвратно-поступательное движение в направлении подачи.

Ключевые слова: ультразвуковые колебания, микротвердость, сверление, сила резания, стружка.

O. S. Petuhova, E. D. Gurkina, E. A. Smirnova

FEATURES OF THE PROCESSING OF HOLES UNDER THE INFLUENCE OF VIBRATIONS

An effective way to increase the productivity of drilling deep holes on special horizontal drilling machines is vibrating drilling. When vibrating drilling the drill or the workpiece is reported reciprocating movement in the feed direction.

Keywords: ultrasonic vibrations, microhardness, drilling, cutting force, shavings.

Существенное повышение производительности глубокого сверления достигается путем рационального сочетания вынужденных вибраций с СОЖ. Положительное воздействие СОЖ на процесс резания значительно усиливается в результате воздействия вибрации, особенно когда резание становится прерывистым. Это воздействие обусловлено прежде всего надежным периодическим смыванием режущего клина инструмента, происходящим во время его выхода из обра-

батываемого материала. Вибрация, особенно ультразвуковая, распыляя СОЖ, резко увеличивает интенсивность смазывающего, охлаждающего и диспергирующего ее воздействия. Резание с осевой вибрацией характеризуется образованием дробленой стружки, улучшающей доступ СОЖ в зону резания на операциях сверления.

Специфика кинематики резания с воздействием вибрации позволяет применять СОЖ, обладающие более сильным физико-химическим действием. Если при резании без вибрации в микроскопические зазоры между деформированной стружкой и передней гранью могут, и то не всегда, проникать лишь частицы молекулярного порядка, то при резании с воздействием вибрации, в зону контакта поступают частицы, размер которых определяется десятками и сотнями микрометров. Поэтому при таком методе обработки можно успешно использовать суспензии, в состав которых входят твердые, например металлические, частицы, обладающие лучшими смазочными свойствами при повышенном давлении и температуре [1]. Наличие смазочных пленок на контактных площадках инструмента существенно облегчает резание.

Смазочные пленки также являются хорошими тепловыми и электрическими изоляторами. Вследствие этого при резании не только уменьшается генерирование теплоты, но и происходит защита режущих граней от воздействия тепла, и уменьшается электрический ток в цепи заготовка—инструмент, что также способствует сохранению работоспособности инструмента. Сверление глубоких отверстий, например, диаметром 30 мм с воздействием вибрации, с использованием СОЖ в нержавеющей и жаропрочных сталях обеспечивается специальными сверлами из синтетических алмазов, пластин двустороннего резания с наружным подводом СОЖ и внутренним отводом стружки. Амплитуду колебаний следует выбирать наименьшую, но обеспечивающую нормальное дробление стружки, то есть нежелателен значительный отрыв режущих кромок сверла от дна отверстия, что также гарантирует плавный, относительно безударный характер обработки.

Для дробления стружки при сверлении отверстий диаметром 15...30 мм применяются и другие схемы, обеспечивающие неравномерное движение подачи инструмента. Для этого на сверлильных станках устанавливаются электромагнитные муфты скольжения индукторного типа. На конце червячного вала коробки передач станка размещается кодовый диск, который за каждый оборот подает переменный по вели-

чине сигнал на блок системы автоматического управления. При этом ощущается влияние подачи на силы резания.

Одной из основных причин повышения стойкости сверл является эффективность действия СОЖ. Повышение производительности примерно на 20 % достигается из-за отсутствия витой стружки и повышения стойкости сверл за счет применения переменной подачи. Увеличение производительности достигается как за счет уменьшения основного технологического времени, так и отсутствия затрат времени на удаление намотанной на сверло стружки, уменьшения времени на уборку и транспортировку стружки, на переточку сверла.

Точение с ультразвуковыми колебаниями позволяет повысить точность обработки и снизить шероховатость поверхности. Так, при растачивании отверстий диаметром 100 мм, глубиной 600 мм в заготовках из углеродистых сталей НРС 40 с глубиной резания $t = 0.1$ мм в режимах: скорость резания $v = 2.6$ м/с; подача $S = 0.15$ мм/об — достигается шероховатость поверхности $R_z = 0.7$ мкм. При этом производительность труда при всех видах обработки отверстий повышается в 1.3...3 раза; наблюдается гашение автоколебаний, стабилизируется процесс резания, значительно повышается качество поверхности, шероховатость снижается на один-два класса, точность обработки повышается на один, а в отдельных случаях на два класса, микротвердость поверхностного слоя повышается до 50 %, удельные энергозатраты вследствие снижения мощности, потребляемой на резание, не увеличиваются. При зенкерованием воздействие ультразвуковых колебаний на инструмент повышает точность обработки на 1...1.5 квалитета, снижает величину разбивки отверстий в 1.5 раза, конусность и седлообразность в 2, а овальность в 1.5 раза, снижает шероховатость с $R_z = 20$ мкм до $R_a = 1.25$ мкм, увеличивает микротвердость поверхности и уменьшает глубину распространения деформации (наклепа); вызывает изменение напряженности поверхностного слоя.

Ультразвуковые колебания, существенно снижая коэффициент трения в паре инструмент — обрабатываемая деталь, позволяют улучшать процесс резания твердосплавными развертками. При этом увеличивается их стойкость в 1.5 раза, повышается стабильность размеров обработанных отверстий в 2 раза, уменьшается шероховатость поверхности отверстий на один класс. Таким образом, развертывание глубоких отверстий, например, диаметром 10...20 мм в материалах 18Х24Н8АНРС40 развертками с пластинами из КНБ с использова-

нием ультразвуковых колебаний обеспечивает 7...8-й качества точности и шероховатость поверхности отверстий $R_a = 0.63...0.32$ мкм. Обработка с пластинами из КНБ существенно влияет на эксплуатационные характеристики изготавливаемой детали. Так, при развертывании глубоких отверстий в стали марки 18Х24Н8АНРС40, глубина интенсивного наклепа составляет 25...35 мкм. Применение ультразвуковых колебаний позволяет снизить глубину наклепа на 20...30 %, а максимальную микротвердость — на 15 %.

Литература

1. Разработка способа вибрационного сверления на основе анализа кинематических схем с учетом эксплуатационных характеристик станочного оборудования / Разумов М. С. [и др.] // Современные наукоемкие технологии. 2018. № 9. С. 103–108.

УДК 621.762.04

В. Ю. Ягофаров*

Дальневосточный федеральный университет, г. Владивосток

**vyagofarov@gmail.com*,

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук В. П. Рева

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УГЛЕРОДА РАЗЛИЧНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Механохимический синтез карбида вольфрама реализован с участием углеродных компонентов, полученных из растительного сырья, графита, активированного угля, сажи и алмаза. При этом наибольшую перспективность показали углеродсодержащие компоненты, полученные в результате пиролиза растительного сырья.

Ключевые слова: механоактивация, карбид вольфрама, механохимический синтез, углеродное сырье.

V.Yu. Yagofarov

MECHANOCHEMICAL SYNTHESIS OF TUNGSTEN CARBIDE USING CARBON OF VARIOUS ORIGINCE

The mechanochemical synthesis of tungsten carbide is implemented with the participation of carbon components derived from plant materials, graphite, activated carbon, carbon black, and diamond. At this, the greatest prospects showed carbon-bearing components obtained as a result of the pyrolysis of vegetable raw materials.

Keywords: mechanical activation, tungsten carbide, mechanochemical synthesis, carbon materials.

Карбид вольфрама является одним из самых известных компонентов для производства твердых сплавов в промышленности [1]. Синтез карбида вольфрама осуществляли по реакции



В качестве исходных компонентов использовался оксид вольфрама марки «ХЧ» и магний чистотой 99,95% в виде стружки.

В качестве углеродного материала использовался аморфный углерод, полученный пиролизом при температуре 950 °С из растительного сырья: сфагнового мха, листьев и стеблей кукурузы, ствольной части осины, минеральный углерод — графит зольностью 1 % и синтетический алмаз, а также активированный уголь производства ОАО «Фармстандарт-Лексредства» и сажа марки П-803.

Механохимический синтез карбида вольфрама осуществляли в герметичном контейнере (механореакторе) энергонапряженной вибромельницы, работающей с частотой колебаний контейнера 750 мин⁻¹ и амплитудой 90 мм. В качестве размалывающих тел применялись шары из стали марки ШХ15 диаметром 14 мм. Интенсивность измельчения составляла 1:15.

О прохождении синтеза судили по скачкообразному повышению температуры в механореакторе, измеряемой на его внешней стенке с помощью инфракрасного лазерного пирометра С-20.1.

После прохождения механохимического синтеза, композиции WC + MgO подвергались химической обработке в кислоте для удаления оксида магния.

На основе термограмм, снятых в результате механохимического синтеза карбида вольфрама с использованием различных углеродных агентов, установлено, что механохимический синтез карбида вольфрама с участием алмаза проходит за минимальное время (1.5 мин), что, очевидно, связано с его твердостью. Частицы алмаза не тормозят процесс механоактивации исходных компонентов за счет отсутствия демпфирования, а наоборот, способствуют диспергированию частиц Mg, что в итоге приводит к снижению времени задержки механохимического синтеза, в отличие от времени у других углеродных компонентов. Температурный скачок, указывающий на прохождение механохимического восстановления WO₃ и синтеза карбида, проходил на 60 % быстрее, чем с использованием углеродного сырья из сажи, которую рекомендуют в качестве эталонного углеродного компонента [2]. Механохимический синтез карбида вольфрама с участием углеродных компонентов из растительного сырья, графита и активированного угля проходил длительнее, чем с участием сажи. При этом максимальная продолжительность процесса (4.5 мин) наблюдалась в случае использования активированного угля.

Однако использование углеродного сырья растительного происхождения перспективно в связи с возобновляемостью данных ресурсов

и низким содержанием вредных примесей. В отличие от сажи, содержание серы в данном сырье в разы меньше, что положительно влияет на механические свойства твердых сплавов, сформированных с участием синтезированного карбида вольфрама [3].

Синтез карбида вольфрама в процессе магнийтермического восстановления вольфрамового ангидрида происходит в меньшей степени с участием алмаза по сравнению с другими рассматриваемыми углеродными компонентами (таблица ниже). Исходя из этого можно сделать вывод о нецелесообразности использования синтетического алмаза в качестве углеродного сырья для синтеза карбида вольфрама.

Для сравнения влияния различного углеродного сырья на химический состав карбидов было проведено исследование содержания серы в синтезированных композициях.

Химический и фазовый состав, % продуктов механохимического синтеза системы $WO_3 + Mg + C$ после кислотной обработки

| Проба | Сера | Фазовый состав композиции | | |
|---------------|--------|---------------------------|-------|------------------|
| | | W | WC | W ₂ C |
| WC (алмаз) | 0.0017 | 48.79 | 11.45 | 39.76 |
| WC (кукуруза) | 0.0058 | 3.25 | 31.70 | 65.05 |
| WC (мох) | 0.0174 | — | 47.62 | 52.38 |
| WC (осина) | 0.0033 | — | 71.43 | 28.57 |
| WC (сажа) | 0.0987 | — | 85.88 | 14.12 |
| WC (уголь) | 0.0039 | — | 46.60 | 53.40 |
| WC (графит) | 0.0339 | — | 73.00 | 27.00 |

Как видно, наибольшее содержание серы присутствует в карбиде, синтезированном с участием сажи, а наименьшее содержание — регистрируется при использовании в качестве углеродного сырья синтетического алмаза, однако в синтезированном продукте наблюдается большое количество (48.79 %) непрореагировавшего W.

При использовании углеродных компонентов из растительного сырья, самое низкое содержание серы показал продукт, синтезированный с использованием аморфного углерода, полученного в результате пиролиза стружки осины. Низкое содержание серы зарегистрировано и в композиции, синтезированной с участием углеродного сырья из кукурузы, однако в конечном продукте присутствует около 3 % непроре-

агировавшего вольфрама, что свидетельствует о необходимости корректировки содержания углеродного компонента в исходной смеси. Использование сажи в качестве углеродного сырья для реализации механохимического синтеза карбида вольфрама приводит к присутствию в нем значительно большего (3...30 раз) содержания серы по сравнению с использованием других углеродных компонентов. На основе представленных данных можно говорить о перспективности использования сырья из растительных ресурсов для реализации механохимического синтеза карбида вольфрама.

Литература

1. Курлов А. С., Гусев А. И. Физика и химия карбидов вольфрама : монография. Москва : Физматлит, 2013. 270 с.
2. Попович А. А. Механохимический синтез тугоплавких соединений : монография. Владивосток : Изд-во ДВГТУ, 2003. 201 с.
3. Формирование твердого сплава ВК8 с использованием порошка карбида вольфрама, синтезированного по механохимической технологии / В. П. Рева [и др.] // Новые огнеупоры. 2013. № 7. С. 39–43.

УДК 669.1.08.29:621.785

**Д. А. Романов*, С. В. Московский, В. Е. Громов,
А. Д. Филяков, Е. А. Будовских**

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

*romanov_da@physics.sibsiu.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННО-СТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-W, ПОЛУЧЕННЫХ НА МЕДИ

В данной работе были исследованы покрытия системы Ag-W, полученные на медных контактах с помощью электровзрывного напыления. Были подобраны режимы напыления и массы навесок порошка Ag-W, нанесены покрытия методом электровзрывного напыления на медные контакты в различных режимах, проведены металлографические исследования, испытания на микротвердость и атомно-силовая микроскопия полученных покрытий.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, электроэрозионно-стойкость, покрытие, Ag-W, микроиндентирование, световая микроскопия, атомно-силовая микроскопия.

**D. A. Romanov, S. V. Moskovskii, V. E. Gromov,
A. D. Filyakov, E. A. Budovskikh**

STUDY OF ELECTRIC-EXPLOSIVE ELECTROEROSION COATINGS OF THE Ag-W SYSTEM RECEIVED ON COPPER

In this paper we investigated the coatings of the Ag-W system obtained on copper contacts by means of electrospray coating. The modes of deposition and the mass of Ag-W powder samples were selected, coatings were applied by electrospray coating to copper contacts under various conditions, metallographic studies, microhardness tests, and atomic force microscopy of the coatings were carried out.

Keywords: electric explosion of conduction, copper coating, microstructure, Ag-W, microindentation, light microscopy, atomic-force microscopy.

Электрической эрозии, то есть разрушению токопроводящего материала под действием электрических разрядов, подвержены

многие металлические контакты. Как известно, величина эрозионного разрушения падает с возрастанием температуры плавления материала. Нанесение покрытий из тугоплавких материалов на контакты позволяет вместе с сохранением электропроводности защитить их от электрической эрозии, тем самым продлевая срок службы данных изделий.

В настоящее время ученые располагают различными методами нанесения покрытий с помощью концентрированных потоков энергии: нанесением гальванических покрытий, газотермическим методом, методом электронно-лучевого испарения — конденсации в вакууме методом нанесения защитных покрытий плазменным распылением, методом ионно-плазменного нанесения покрытий и др.

Немалую роль в современном развитии методов формирования защитных покрытий играет электровзрывное напыление. Электровзрывное напыление — это метод нанесения упрочняющих покрытий из продуктов электрического взрыва фольги и порошковых навесок на поверхность материалов. Этот метод позволяет получать на металлической подложке модифицированный материал с повышенными прочностными, дюрометрическими и трибологическими свойствами. Упрочнение достигается за счет формирования покрытий с образованием мелкодисперсных фаз в вязкой металлической матрице.

Целью данной работы является изучение покрытий системы Ag-W, полученных с помощью электровзрывного напыления на медных контактах.

В данном исследовании на подложку из меди (контакты КПВ-604) были нанесены композиционные покрытия системы Ag-W методом электровзрывного напыления на электровзрывной установке ЭВУ 60/10 (Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк). Электровзрывная установка имеет следующие параметры плазмы, формирующейся при электрическом взрыве серебряной фольги с навеской порошка вольфрама: время воздействия плазмы порядка 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи порядка 8.2 ГВт/м^2 , давление в ударно-сжатом слое вблизи поверхности порядка 18.8 МПа.

Была применена торцевая схема взрыва для того, чтобы повысить интенсивность теплового воздействия на поверхность материала до ее оплавления и обеспечить этим условия для напыления. Серебряная фольга массой 0.2463 г зажималась между коаксиальными электродами, на которые через вакуумный разрядник подавалось регулиру-

емое напряжение. На серебряную фольгу насыпался порошок вольфрама массой 0.434 г. Покрытия нанесены при тепловом воздействии, вызывающем нагрев поверхности подложки до температуры плавления в трех различных режимах энергетического воздействия, отличающихся значениями поглощающей плотности мощности на коаксиальных электродах: $U_1 = 2.4$ кВ, $U_2 = 2.5$ кВ, $U_3 = 2.6$ кВ. При разряде емкостного накопителя, периферийная область фольги, прилегающая к внешнему электроду-соплу, становится источником конденсированной фазы продуктов взрыва, а участок фольги над центральным электродом, куда засыпается порошок вольфрама, работает как источник ионизированного пара.

После проведенного электровзрывного напыления, полученные в различных режимах образцы были исследованы на микротвердость по методу Виккерса (микротвердомер HVS-1000A). Нагрузка была постоянной для всех режимов и составляла 0.05 HV.

Исследование структуры прямых шлифов было проведено на металлографическом микроскопе Olympus GX-51. Исследование пористости покрытия и зоны термического влияния образцов производили на атомно-силовом микроскопе NT-MDT Solver «NEXT».

С помощью программы Image Analysis 3.5, встроенной в интерфейс программного обеспечения атомно-силового микроскопа, был проведен анализ шероховатости покрытия, слоя с измененным состоянием и материала подложки (меди), изучено распределение высоты рельефа поверхности прямого шлифа в зависимости от расстояния.

При анализе структуры, на металлографическом микроскопе поперечного сечения всех трех образцов выявлено формирование многослойной структуры, которая состоит из низкопористого покрытия, незначительно варьирующей толщины, слоя жидкофазного легирования и слоя термического влияния. Толщина покрытия равна 49,04 (± 0.7) мкм в режиме 1, 68.5 (± 0.9) мкм в режиме 2 и 61.26 (± 0.6) мкм в режиме 3. Измерение толщины покрытий произведено с помощью метода вертикальных секущих.

Покрытия в режимах 2 и 3 получились более однородные по ширине, чем в режиме 1, что может быть объяснено тем, что температура струи была более высокой, а значит, скорость диффузии покрытия с подложной стороны до охлаждения оказалась выше.

В режиме обработки 1 в покрытии имеются поры размером 3...30 мкм. В режиме обработки 2 размер пор уменьшается по сравнению с разме-

ром в режиме 1. Среднее значение размера пор в режиме 2 составляет 16 мкм. В режиме обработки 3 средний размер пор составляет 8 мкм. Таким образом, с увеличением поглощающей плотности мощности, средний размер пор в покрытии системы Ag-W уменьшается.

Среднее значение толщины слоя с измененным состоянием между покрытием и подложкой равно 14 мкм в режиме 1, 18.5 мкм в режиме 2 и 20 мкм в режиме 3. Ширина слоя измененного состояния между подложкой и покрытием растет по мере увеличения значений поглощающей плотности мощности на коаксиальных электродах. Анализ переходного слоя между покрытием и подложкой показал, что граница не является ровной.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых — докторов наук МД-89.2019.2

УДК 669.1.08.29:621.785

**К. В. Соснин*, Д. А. Романов, В. Е. Громов,
А. Д. Филяков, Е. А. Будовских**

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

*k.sosnin@mail.ru

ПОКРЫТИЯ ТИТАН-ЦИРКОНИЙ, СФОРМИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Электровзрывным методом получены покрытия состава Ti-Zr на поверхности титанового дентального имплантата (сплав VT6). Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа определены элементный и фазовый состав, изучена морфология и дефектная субструктура покрытия. Определена твердость и модуль Юнга, коэффициент трения и износостойкость сформированного покрытия. Установлено, что электровзрывное покрытие является многоэлементным и многофазным.

Ключевые слова: электровзрывное напыление, биоинертное покрытие, структура, цирконий, титан, имплантат.

**K. V. Sosnin, D. A. Romanov, V. E. Gromov,
A. D. Filiakov, E. A. Budovskikh**

TITANIUM-ZIRCONIUM COATINGS FORMED ON THE TITANIUM IMPLANT SURFACE BY THE ELECTROEXPLOSIVE METHOD

The electroexplosive method is used to obtain Ti-Zr coatings on the titanium dental implant surface (alloy VT6). Scanning and transmission electron microscopy as well as X-ray diffraction analysis are used to determine the elemental and phase composition; the morphology and defect substructure of the coating is studied. Hardness and Young's modulus, friction coefficient and wear resistance of the formed coating are determined. The coating formed by electric explosion is found to be multielement and multiphase.

Keywords: electric explosion spraying, bioinert coating, structure, zirconium, titanium, implant.

В настоящее время медицинские имплантаты активно используются для вживления в организм в роли протезов либо в качестве идентификатора. Исследование физико-химических и морфологических свойств, структуры имплантатов является одной из приоритетных задач физики конденсированного состояния и медицинского материаловедения. В качестве подложки использовали дентальный имплантат из сплава титана марки ВТ6.

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структуры и элементного состава поперечного шлифа системы покрытие — подложка, сформированной электровзрывным методом. По морфологии структуры и контрасту травления формирующееся покрытие можно условно разделить на два подслоя. Вблизи границы раздела подслоя № 1 имеет столбчатое строение; подслоя № 2 — дендритное строение. Можно предположить, что подслоя № 2 был сформирован в результате плавления и последующей скоростной кристаллизации поверхностного слоя подложки (сплав на основе титана) иницированным налетающим потоком плазмы, образовавшейся в результате электрического взрыва титановой фольги с расплавленным на ней порошком циркония. Подслоя № 1 является собственно покрытием системы Ti-Zr.

Элементный состав покрытия анализировали методами микрорентгеноспектрального анализа. Микрорентгеноспектральный анализ элементного состава по точкам выявил присутствие, наряду с атомами титана и циркония, атомов других элементов. Помимо элементов, характерных для сплава на основе титана, в покрытии присутствуют атомы углерода и кислорода. Характерно, что атомы углерода выявлены исключительно в поверхностном слое, а атомы кислорода присутствуют по всей глубине покрытия. Основываясь на результатах элементного анализа, можно предположить, что сформированное покрытие является многофазным и должно содержать, наряду со сплавом Ti-Zr, карбидные и оксидные фазы.

Фазовый состав поверхностного слоя покрытия изучали методами рентгеноструктурного анализа. В результате выполненных исследований, в поверхностном слое покрытия были выявлены три фазы: основной является α -модификация сплава TiZr (81,3 объемных %), в существенно меньшем объеме присутствуют оксид циркония ZrO (9,5 объемных %) и карбид титана TiC (9,2 объемных %). Таким образом, полученные методом рентгенофазового анализа результаты хоро-

шо согласуются с результатами микрорентгеноспектрального анализа. Присутствие в поверхностном слое покрытия оксидной и карбидной фаз обусловлено, очевидно, техническим вакуумом рабочей камеры установки электровзрывного легирования и применением графитового электрода.

Дефектную субструктуру покрытия исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии тонких фольг. Фольги готовили методами ионного распыления пластинок, вырезанных из объема образца в поперечном сечении покрытия. Такое расположение фольги позволяло провести анализ структуры материала на различном расстоянии от поверхности покрытия. Слой, формирующий поверхность покрытия, имеет нанокристаллическую структуру, размеры кристаллитов которой изменяются в пределах 20...100 нм. Нижележащий слой толщиной до 30 мкм имеет субмикроструктурную структуру. Размер кристаллитов, формирующих данный подслой, изменяется в пределах 200...450 нм. Слой, расположенный на большем удалении от поверхности покрытия, имеет бимодальную структуру.

Наряду с кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 200...300 нм, присутствуют кристаллиты, размеры которых составляют десятки нанометров. По мере приближения к зоне контакта покрытия с подложкой, относительное содержание наноразмерных кристаллитов увеличивается. Можно предположить, основываясь на результатах микрорентгеноспектрального анализа элементного состава покрытия, что наноразмерные кристаллиты являются окисными фазами на основе титана и циркония.

Физико-механические и трибологические свойства сформированного покрытия характеризовали, определяя твердость, модуль Юнга, параметр износа (величина, противоположная износостойкости материала) и коэффициент трения. Для электровзрывного покрытия Ti-Zr параметр износа составил $5.5 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, коэффициент трения — 0.572, твердость — 3730 (± 0.495) МПа, модуль Юнга — 73.8 (± 6.19) ГПа. Для образца без покрытия параметр износа составил $6.5 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/(\text{Н} \cdot \text{м})$, коэффициент трения — 0.376, твердость — 3630 (± 260) МПа, модуль Юнга — 84.3 (± 7.62) ГПа. Формирование покрытия состава Ti-Zr сопровождается незначительным (на 18%) снижением параметра износа (повышением износостойкости) поверхностного слоя, повышением коэффициента трения в 1.5 раза, незначительным (на 3%) повышением твердости и снижением модуля Юнга на 14%.

Таким образом, электровзрывным методом на поверхности дентального имплантата из сплава на основе титана сформировано покрытие состава Ti-Zr толщиной не менее 50 мкм. Установлено, что покрытие является многоэлементным и многофазным. Показано, что, наряду с твердым раствором на основе Ti-Zr, в покрытии присутствуют карбидная и оксидная фазы. Обнаружено, что покрытие, сформированное электровзрывным методом, обладает субмикро- и нанокристаллической структурой. Выявлено, что формирование покрытия состава TiZr сопровождается (относительно подложки без покрытия) незначительным (на 18 %) снижением параметра износа (повышением износостойкости) поверхностного слоя, повышением коэффициента трения в 1.5 раза, незначительным (на 3 %) повышением твердости и снижением модуля Юнга на 14 %.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ
в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а*

УДК 669.1.08.29:621.785

**А. Д. Филяков^{1*}, К. В. Соснин¹, Д. А. Романов¹,
В. Е. Громов¹, Ю. Ф. Иванов², Е. А. Гаевой¹**

¹ Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

² Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

*flyakov.1999@mail.ru

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЙ СИНТЕЗ БИОИНЕРТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Ta

Синтезированы биоинертные электровзрывные покрытия системы Ti-Ta, свойства которых отвечают эксплуатационным требованиям, на поверхности экономичных медицинских имплантатов. Электровзрывные покрытия обладают уникальным комплексом физико-химических и биологических свойств.

Ключевые слова: β -фазные сплавы на основе титана, электровзрывное напыление, титан, тантал, структура, фазовый состав, свойства, нанотвердость, модуль упругости, имплантат.

**A. D. Filyakov, K. V. Sosnin, D. A. Romanov,
V. E. Gromov, Yu. F. Ivanov, E. A. Gaevoi**

ELECTROEXPLOSIVE SYNTHESIS OF BIOINERT COATINGS OF THE SYSTEM Ti-Ta

Bioinert electroexplosive coatings of the Ti-Ta system have been synthesized, the properties of which meet the operational requirements on the surface of economical medical implants. Electroexplosion coatings have a unique complex of physicochemical and biological properties.

Keywords: novel β -phase Ti-based alloys, electro-explosive spraying, titanium, tantalum, structure, phase composition, properties, nanohardness, modulus of elasticity, implant.

Разработка новых биокomпозиционных материалов для медицины и исследование их структурных, морфологических и физико-химических свойств является одной из приоритетных задач меди-

цинского материаловедения, включающей основные аспекты физики конденсированного состояния. В настоящее время в качестве материала основы для имплантатов используют металлы и сплавы, не содержащие токсичные легирующие элементы Al и V, с высоким уровнем прочностных и антикоррозионных свойств — титан, титановые сплавы, сталь определенных марок, кобальтохромовые сплавы и др.

В настоящее время медицинские имплантаты активно используются для вживления в организм в роли протезов либо в качестве идентификатора. Исследование физико-химических и морфологических свойств, структуры имплантатов является одной из приоритетных задач физики конденсированного состояния и медицинского материаловедения. Научная новизна исследования заключается в том, что предлагаемая к использованию электровзрывная обработка титанового сплава позволит сформировать на его поверхности биоинертные покрытия системы Ti-Ta. В результате этого возможно будет кардинальным образом менять структурно-фазовое состояние титанового имплантата, создавать на его поверхности биоинертные наноструктурные покрытия с низким модулем упругости. В итоге выполнения проекта разработана научно-инновационная продукция — титановый имплантат, защищенный электровзрывными покрытиями системы Ti-Ta. Разработанный имплантат имеет свойства, превосходящие используемые в настоящее время аналоги.

Путем выбора режимных параметров: поглощаемой плотности мощности и состава напыляемого покрытия — можно добиваться оптимального сочетания структурных составляющих и свойств покрытия. Технология электровзрывного напыления покрытия различных систем успешно используется для упрочнения поверхности электрических контактов, штампов, деталей, работающих в условиях трения, и т. д. Однако в мировой литературе отсутствуют сведения о методах и подходах к формированию биоинертных покрытий системы Ti-Ta на медицинских имплантатах методом электровзрывного напыления. Рассматриваемый подход получения биоинертных покрытий системы Ti-Ta является экологически чистым (все процессы протекают в вакуумной камере установки). Получение биоинертных покрытий системы Ti-Ta реализовано при помощи перспективной методики электровзрывного напыления. Выбраны такие режимы электровзрывного напыления, которые позволяют получить минимальную степень шероховатости их поверхности, гомогенизацию и наноструктурирова-

ние, повысить износостойкость и получить модуль упругости, сопоставимый с костной тканью человека. Наноструктурирование (размер кристаллитов до 100 нм) поверхностного слоя толщиной в десятки микрон осуществлено в условиях импульсного переплавления поверхности титановых имплантатов и покрытия с последующим высокоскоростным охлаждением путем отвода тепла в объем интегрально холодного образца — имплантата. Фундаментальная новизна обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых — кандидатов наук МК-3766.2019.2

УДК 669.1.08.29:621.785

**С. В. Московский*, Д. А. Романов, В. Е. Громов,
А. Д. Филяков, Е. А. Будовских**

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

**psk-svm@yandex.ru*

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ZnO-Ag, ПОЛУЧЕННОГО ТЕХНОЛОГИЕЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ

В работе впервые получены электроэрозионно-стойкие покрытия системы ZnO-Ag методом электровзрывного напыления. Структура покрытий изучена методом атомно-силовой микроскопии и сканирующей электронной микроскопии. Сформированное покрытие является однородным по структуре композиционным материалом, состоящим из серебряной матрицы и расположенных в ней включений ZnO. На границе покрытие — подложка обнаружены поверхностные периодические структуры.

Ключевые слова: композиционное покрытие, серебро, оксид цинка, структура, электроэрозионная стойкость, свойства, электрический контакт.

**S. V. Moskovskii, D. A. Romanov, V. E. Gromov,
A. D. Filyakov, E. A. Budovskikh**

COATING STRUCTURE OF THE ZNO-AG SYSTEM OBTAINED BY ELECTRON-EXPLOSIVE DUSTING TECHNOLOGY

For the first time, electroerosion-resistant coatings of the ZnO-Ag system were obtained by electro-explosive spraying. The coating structure was investigated by atomic force microscopy and scanning electron microscopy. The formed coating is a homogeneous composite material consisting of a silver matrix and ZnO inclusions located in it. Surface periodic structures were found on the coating — substrate interface.

Keywords: composite coating, silver, zinc oxide, structure, electrical erosion resistance, properties, electrical contact.

Методами сканирующей электронной микроскопии проведены исследования структуры и элементного состава попереч-

ного шлифа системы покрытие — подложка, сформированной электровзрывным методом. Анализ полученных результатов показывает, что сформированное покрытие является однородным по структуре композиционным материалом. По морфологии структуры и контрасту травления формирующееся покрытие состоит из светлой серебряной матрицы и темных включений ZnO с размерами, изменяющимися в пределах 0.3...0.5 мкм. Элементный состав покрытия анализировали методами микрорентгеноспектрального анализа. Концентрации меди, кислорода и серебра в покрытии незначительно изменяются по его толщине. Этот факт также свидетельствует о структурной однородности полученного покрытия.

Атомно-силовую микроскопию проводили в слое покрытия, расположенном на расстоянии 10 мкм от поверхности покрытия, а также на границе раздела между покрытием и медной подложкой. Поскольку электровзрывное покрытие образовано серебряной матрицей и расположенными в ней частицами порошка ZnO, мелкие частицы порошка ZnO могут выкрашиваться из матрицы при приготовлении шлифа. В этом случае на месте выпавших частиц образуются поры глубиной 30...100 нм и шириной 2...5 нм. Частицы ZnO диспергируются до 2...5 нм в процессе электрического взрыва при формировании импульсной плазменной струи продуктов электрического взрыва проводников.

Выявляются также отдельные крупные частицы различной формы с размерами 10...15 нм. Эти частицы ZnO не выкрашиваются из серебряной матрицы при приготовлении шлифа, резко выделяются цветом (они более светлые по сравнению с матрицей). Они хаотически расположены в серебряной матрице. Крупные частицы имеют сложное строение. Характерными структурными единицами, из которых они состоят, являются сферы (глобулы) диаметром 2...5 нм (это мелкие сферические частицы, описанные выше). Соотношение серебряной матрицы, крупных и мелких частиц порошка ZnO составляет 0.6:0.15:0.25. Если учесть, что крупные частицы ZnO состоят из более мелких глобулярных частиц ZnO, то соотношение серебряной матрицы и включений порошка ZnO составляет 0.6:0.4. Это соотношение пропорционально содержанию порошка ZnO и серебряной фольги, используемых для электровзрывного напыления. Средняя шероховатость профиля поверхности покрытия системы ZnO-Ag составляет 100 нм.

Таким образом, удалось выявить важный структурный элемент —

глобулу ZnO, частицу сферической формы диаметром 2...5 нм. Налицо многоуровневая иерархическая структура покрытия системы ZnO-Ag, в основе которой лежат однотипные сферические частицы ZnO диаметром 2...5 нм. Единая структурная единица, из которой состоят включения ZnO, расположенные в серебряной матрице, — очень важный аргумент в пользу фрактального механизма формирования электровзрывного покрытия. Такие частицы составляют первый иерархический уровень структуры электровзрывного покрытия системы ZnO-Ag. Второй иерархический уровень составляют глобулы — крупные частицы различной формы с размерами 10...15 нм, которые формируют седимент частицы микронных размеров неправильной формы, которые выявлены методом сканирующей электронной микроскопии.

На границе раздела между покрытием и медной подложкой различимы темные впадины размером 10...15 нм. Из них выкрошились крупные частицы ZnO, о которых речь шла выше. Кроме того, на границе раздела покрытие — подложка в серебряной матрице возникают поверхностные периодические структуры (ППС). Секущая, проведенная перпендикулярно данным структурным образованиям, дает основание утверждать, что длина волны в них составляет в среднем 3 нм. Структуры представляют собой остаточный нанорельеф поверхности. После окончания воздействия импульсной плазменной струи продуктов электрического взрыва проводников на подложку и остывания поверхности, наведенный рельеф закрепляется в виде ППС. Конкретными процессами их образования могут быть испарение, оплавление поверхности и вытеснение расплава избыточным давлением паров, термокапиллярные явления и термохимические реакции, термические деформации, возникновение и развитие различных неустойчивостей, таких как Релея — Тейлора, Кельвина — Гельмгольца, Марангони и др. В целом явление носит универсальный характер и представляет собой пример самоорганизации в системе, в которой изначально отсутствуют выделенные направления и структуры. Энергетические режимы получения ППС соответствуют нагреву материала до температуры, примерно равной температуре плавления (нижний предел), но не выше температуры развитого испарения. Именно такой режим был использован при электровзрывном напылении в настоящей работе.

Профилометрия поверхности показала, что параметр шероховатости электровзрывного покрытия системы ZnO-Ag составляет 73 нм. Максимальный выступ профиля в этом случае достигает значения

536.85 нм, а впадина — 497.5 нм. Сравнивая параметры шероховатости на границе электровзрывного покрытия с подложкой со значением параметра шероховатости в слое покрытия, расположенном на расстоянии 10 мкм, можно отметить, что они отличаются на 28 %. Это дает основание заключить, что шероховатость подложки ниже шероховатости покрытия. Это является закономерным, поскольку, из-за выпавших из серебряной матрицы включений ZnO, параметр шероховатости покрытия увеличивается.

Механизм сборки такого сложного многоуровневого ZnO в серебряной матрице можно представить следующим образом. Единый размер r_1 сферических частиц ZnO первого уровня иерархии может быть объяснен в рамках модели диффузионно-лимитированной агрегации по механизму диффузионно-лимитируемой агрегации «частица-кластер» в кластер, который превратится затем в сферу диаметром 2...5 нм.

*Исследование выполнено при поддержке гранта
Российского научного фонда (проект № 18-79-00013).*

УДК 669.1

А. П. Дорогин, А. В. Берштейн, Л. А. Лобанова*, С. В. Данилов

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**lobanova231097@mail.ru*

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук *М. Л. Лобанов*

ПОЛОСЧАТОСТЬ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ И ВОЗМОЖНОСТИ ЕЕ УСТРАНЕНИЯ

Проведен анализ марок сталей и вариаций химического состава на предмет возникновения в полуфабрикатах и изделиях металлургического дефекта полосчатости структуры. Показано, что возможной первопричиной возникновения дефекта в низкоуглеродистых сталях является их кристаллизация в виде двухфазной феррито-аустенитной смеси. На основе термодинамических расчетов в пределах марочных составов сталей проанализировано влияние легирующих элементов на соотношение аустенита и феррита при кристаллизации. Даны рекомендации по оптимизации химических составов сталей.

Ключевые слова: сталь, полосчатость структуры, кристаллизация, ликвация, аустенит, феррит, деформация.

A. P. Dorogin, A. V. Berstein, L. A. Lobanova, S. V. Danilov

BANDED ORIENTATION OF STRUCTURE IN LOW-CARBON STEELS AND THE OPPORTUNITIES FOR IT'S ELIMINATION

The analysis of steel grades and chemical compositions was carried out to determine the presence of such a metallurgical defect as banded orientation in semi-finished products and products. It is shown that a possible cause of the occurrence of a defect in low-carbon steels is their crystallization in the form of a two-phase ferritic-austenitic mixture. The effect of alloying elements on the ratio of austenite and ferrite during crystallization is analyzed based on the thermodynamic calculations within the rangechemical compositions of steels. Recommendations on the optimization of chemical compositions of steels are given.

Keywords: steel, banded structure, crystallization, segregation, austenite, ferrite, deformation.

Полосчатая микроструктура — это разделение одной или более фаз, структурных составляющих или участков ликвации в однофазной микроструктуре на два отчетливых слоя в результате удлинения участков микроликвации при деформации [1]. Достаточно часто наличие полосчатой структуры вызывает сильную анизотропию физико-механических свойств [2], которая может существенно затруднить обработку полуфабриката или привести к преждевременному выходу изделия из строя [2, 3]. Формирование полосчатой структуры связано с химической неоднородностью, возникающей при кристаллизации материала, — ликвацией [4] и дальнейшими горячими и холодными деформациями полуфабриката.

Обычно предполагается, что химическая неоднородность, полученная при кристаллизации, может быть частично устранена при термических обработках (ТО), главным образом гомогенизирующих, за счет диффузионного перераспределения элементов в системе. Однако в условиях современного металлургического производства, основной парадигмой которого является эффективность, устранить химическую неоднородность, сформированную при кристаллизации, за счет ТО, температура которых обычно на 200...300 °С ниже «кристаллизационных», оказывается практически невозможно. Анализ литературных данных [4, 5] показал, что наиболее склонными к появлению дефекта полосчатости структуры являются низкоуглеродистые стали (0.03...0.20 мас. % С). Расчеты, выполненные с использованием программного обеспечения Thermo-Calc-3.01, показали, что они все проходят кристаллизацию по перетектической реакции с одновременным или последовательным выделением из жидкости кристаллов δ - и γ -фаз, отличающихся химическим составом. По-видимому, фазовая ликвация является ответственной за формирование полосчатости структуры в изделиях из низкоуглеродистых сталей. Очевидной возможностью устранения дефекта полосчатости в стали является ее кристаллизация в однофазном состоянии.

Дальнейший термодинамический анализ проводился для промышленных марок стали 12ХНЗ, 06Г2МБ, 09Г2С, 10Х13НЗМФБ, в полуфабрикатах или изделиях из которых при металлографической аттестации фиксировалась полосчатость (рис. 1). Алгоритм анализа включал: 1) расчет фазовых равновесий при кристаллизации для среднего химического состава (рис. 2); 2) аналогичный расчет при максимуме ферритообразующих, минимуме аустенитообразующих элементов; 3) расчет

при обратном соотношении аустенито- и ферритообразующих элементов; 4) расчеты по влиянию отдельных легирующих элементов на фазовый состав стали при кристаллизации.

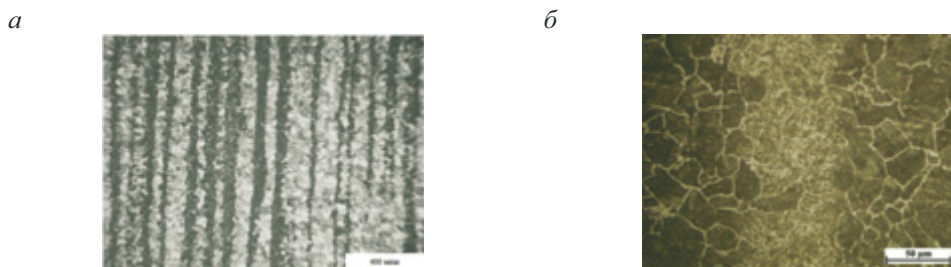


Рис. 1. Микроструктура центрального (*a*) и поверхностного (*б*) слоев изделия из цементованной стали марок 12ХН3:

a — феррит и перлит; *б* — мартенсит и перлит

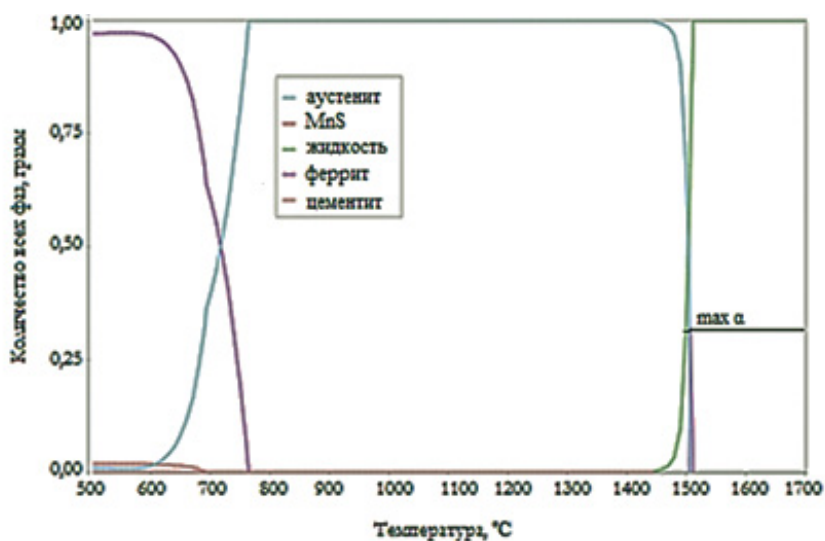


Рис. 2. Результаты расчетов фазовых равновесий в стали марок 12ХН3 при среднем химическом составе

Анализ зависимостей объемной доли феррита при кристаллизации (V_{α} , %) от концентрации i -го легирующего элемента (Л. Э.) в стали (C_i , мас. %) проводился с использованием математического обеспечения программы Excel. Показано, что с доверительной вероятностью, превышающей 0.9, все зависимости аппроксимируются уравнениями ли-

нейных регрессий. Коэффициенты регрессий (K_i) были использованы для обобщенной зависимости $V\alpha$ в момент кристаллизации от содержания в стали Л. Э.

$$V\alpha = V\alpha_0 + \sum [K_i (C_i - C_{i0})],$$

где C_{i0} и $V\alpha_0$ — содержание Л. Э. в стали, мас. %, и количество феррита в момент кристаллизации для среднего химического состава соответственно. В результате расчетов сформулированы рекомендации по целевым химическим составам низкоуглеродистых сталей при выплавке.

Литература

1. ГОСТ Р 54570–2011. Сталь. Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур : введ. 2012–09–01. М. : Росстандарт России, СТАНДАРТИНФОРМ, 2012. 32 с.
2. Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой / И. Ю. Пышминцев [и др.] // *Металлург*. 2016. № 4. С. 57–63.
3. Evolution of the texture of low-carbon microalloyed pipe steel in the seamless pipe manufacturing process / I. U. Pyshmintsev [et. al.] // *AIP Conference Proceedings*. 2016. Vol. 1785. P. 040053.
4. Мальцева Л. А. Гриб С. В., Столбовский А. В. Ликвация в сплавах : учебное электронное текстовое издание. Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ–УПИ, 2006. 21 с.
5. Атлас структур металлов и сплавов / В. И. Большаков [и др.]. Днепропетровск : ГВУЗ «ПГАСА», 2010. 174 с.

УДК 669.717(03)

А. А. Илларионова*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**illarionovag@mail.ru*

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. Г. Илларионов

КОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЙ И КОНСТРУКЦИЙ

Рассмотрены особенности строения, свойства, способ изготовления и области применения алюминиевых композитных панелей в строительстве.

Ключевые слова: композиты, алюминиевые сплавы, строительные конструкции, свойства, применение.

A. A. Illarionova

COMPOSITE MATERIALS BASED ON ALUMINUM ALLOYS FOR CONSTRUCTION OF BUILDINGS AND STRUCTURES

The features of the structure, properties, method of manufacture and application of aluminum composite panels used for construction are considered.

Keywords: composites, aluminum alloys, building structures, properties, application.

В настоящее время для реализации все возрастающих, в ряде случаев во многом взаимоисключающих требований к материалам, используемым в современной строительной индустрии, большое внимание уделяется композитным материалам [1]. Характерной особенностью композитных материалов является то, что за счет рационального выбора образующих их компонентов удается получить комплекс свойств, которым не обладает ни один из компонентов в отдельности [2]. Одним из таких перспективных строительных материалов являются алюминиевые композитные панели (АКП) [3]. Их структура имеет вид сэндвича (рис. 1), основу которого составляют два тонких листа

из алюминиевых сплавов, между которыми располагается компаунд (наполнитель) из различного типа термопластов. В качестве связующего материала, между алюминиевым сплавом и полимером используют специальные клеи, а на внешнюю поверхность алюминиевых листов может быть нанесено антикоррозионное защитное покрытие, а также специальная декоративная пленка различной расцветки.

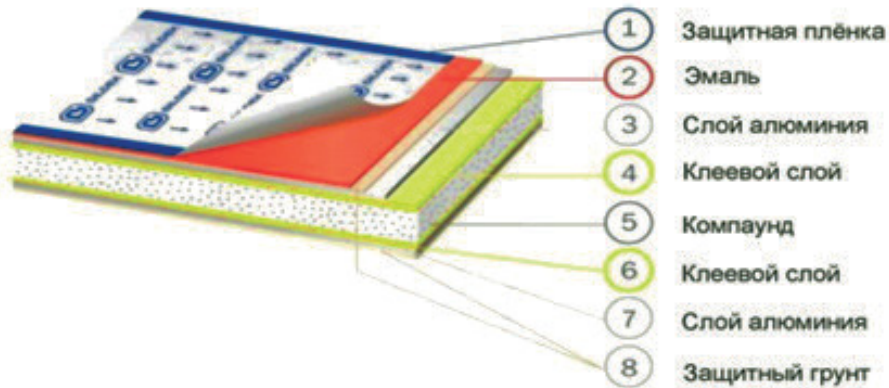


Рис. 1. Структура АКП марки Biledex РФ [4]

В качестве полуфабрикатов для АКП используют листы толщиной 0.2...0.5 мм из термически неупрочняемых алюминиевых сплавов — технического алюминия марки АД0 (1100) и сплавов систем Al-Mn (АМц, зарубежный аналог 3031), Al-Mg (АМг1, зарубежный аналог 5005), которые характеризуются хорошей технологичностью и необходимыми эксплуатационными характеристиками (высокой теплопроводностью, пластичностью). Среди представленных сплавов наиболее высокую прочность, коррозионную стойкость имеет сплав 5005 (таблица).

Механические свойства листов толщиной 0.3...0.5 мм для АКП из различных сплавов алюминия (в отожженном состоянии)

| Сплав (аналог) | σ_b , МПа | $\sigma_{0.2}$, МПа | δ , % | Источник |
|----------------|------------------|----------------------|--------------|----------|
| АД0 (1100) | 60 | — | 20 | [5] |
| АМц (3031) | 90 | — | 18 | [5] |
| АМг1 (5005) | 160 | 145 | 11 | [6] |

Для компаунда обычно применяют два типа термопластов, отличающихся горючестью: 1) полиэтилен низкой плотности (более горючий); 2) минеральный негорючий состав с полимерным связующим. В зависимости от типа применяемого компаунда, зарубежные АКП имеют следующие обозначения: PE (polyethelene) и FR (fire resistant — огнестойкий) [3]. Защитное антикоррозионное покрытие обычно делают на основе фторополимеров, преимущественно поливинилиденфторида, сокращенно ПВДФ (PVDF).

Один из способов получения АКП [7] включает в себя экструдирование полиэтилена, который подается на конвейер, проходящий через нагревательную печь и в разогретом виде попадающий между двух листов алюминия с нанесенной на их поверхность клеевой основой. Полученный сэндвич прокатывается между двумя обжимными валками, что обеспечивает прочное сцепление между алюминиевыми листами и полиэтиленом.

Основными преимуществами АКП в качестве строительного материала являются следующие [8]: 1) легкость; 2) высокая стойкость к короблению и жесткость; 3) высокие звуко- и теплоизоляционные характеристики; 4) повышенные технологические характеристики в области мехобработки и формовки; 5) долговечность и коррозионная стойкость; 6) стойкость к климатическим перепадам температур ($-50...+80\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Области применения в строительстве алюминиевых композитных панелей [3, 9]: 1) наружная отделка вентилируемых навесных фасадов новых и реконструируемых зданий (рис. 2); 2) облицовка балконов, карнизов и навесов; 3) облицовка внутренних стен и потолков; 4) облицовка автозаправочных станций, тоннелей и колонн; 5) вывески, информационные и выставочные стенды; 6) различные специальные и нестандартные объекты.

АКП с рядом минеральных наполнителей по своим противопожарным характеристикам могут соответствовать по европейским стандартам группе негорючих материалов А2, к которым также относятся сталь, алюминий. Такие панели разрешается устанавливать в зданиях выше восьмого этажа. Большинство АКП с минеральными наполнителями относятся к группе В1 (трудногорючие) — их устанавливают на офисных зданиях, общественных зданиях, школах. Алюминиевые композитные панели с полиэтиленовым наполнителем и негорючими добавками обычно относятся к группе В2 (среднегорючие). Облицовочные материалы этой категории применяют в основном для ма-

лоэтажных частных зданий, изготовления вывесок, информационных и выставочных стендов [3].

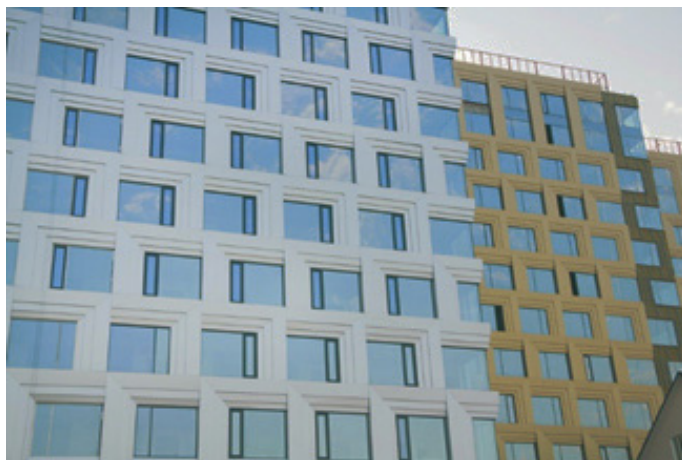


Рис. 2. Вентилируемый навесной фасад здания из АКП [9]

Литература

1. Мэттьюс Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. Механика и технология. М. : Техносфера, 2004. 408 с.
2. материаловедение : учебник / Б. Н. Арзамасов [и др.]. 8-е изд. М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. 648 с.
3. Peter Bennetts, Rob Ramsay. Aluminium Composite Panels // World Architecture. 2009. № 12. 13 p.
4. BILDEX — российский производитель алюминиевых композитных панелей : [сайт]. Волгоград, 2012. URL: <http://ruscom-volgograd.ru/d/prezentatsiyamaterialabildex.pdf> (дата обращения: 18.03.2019).
5. ГОСТ 21631–76. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия (с изменениями N 1, 2, 3). М. : Стандартинформ, 2008.
6. European standard EN 573-3-2007 Aluminium and aluminium alloys — Chemical composition and form of wrought products. Part 3: Chemical composition and form of products. English version // CEN. 2007. 36 p.
7. Roenig B., Correa E. Non-combustible composite panel and manufacturing method. European Patent EP 2420380 A1//Bulletin 2012/08. 14 p.
8. Williams L. T. D. Neobond Aluminium Composite Panels Description. Riga, 2008. 8 p.
9. Об алюминиевых композитных панелях : [сайт]. М., 2017. URL: https://alucom.ru/articles/zarubej_opit/ob-alyuminievyh-kompozitnyh-panelyah1 (дата обращения: 19.03.2019). Aluminium Composite Panels. World Architecture. Dec., 2009.

СЕКЦИЯ 5. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

УДК 621.01:621.77.04

А. А. Черешнева*, В. В. Чеверикин

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

*chereshneva.a@misis.ru

СОЗДАНИЕ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

В настоящей работе рассмотрены особенности формирования микроструктуры титанового сплава ВТ-6, полученного методом холодного газодинамического напыления (ХГН) в различных технологических режимах. Исследовано влияние таких параметров, как скорость подачи порошка (расход воздуха), температура газа и мощность лазера, на величину пористости выращенного изделия.

Ключевые слова: аддитивные технологии, метод ХГН (Cold Spray-технология), механические свойства, титановые сплавы, сканирующая микроскопия.

A. A. Cheresheva, V. V. Cheverikin

PROVIDING A COATING METHOD OF COLD GAS-DYNAMIC SPRAYING OF TITANIUM ALLOYS

In this paper, we consider the features of the formation of the microstructure of a titanium alloy Ti64, obtained by the method of cold spray forming under various technological parameters. The influence of such parameters as the powder feed rate (air flow rate), gas temperature and laser power on the porosity of the grown article was investigated.

Keywords: additive technologies, Cold Spray technology, mechanical properties, titanium alloys, scanning microscopy.

Одним из новых методов создания изделий является метод холодного газодинамического напыления (ХГН). В настоящее время данным способом создают покрытия и изделия из огромного числа металлов и сплавов, а также из смесей металлических порошков напыле-

нием на различные металлические подложки [1]. Явление холодного газодинамического напыления впервые было обнаружено в Институте теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН [2]. Главной особенностью метода ХГН является отсутствие высоких рабочих температур в процессе получения деталей (рабочие температуры составляют $0.4...0.7 T_{пл}$), поэтому существенно увеличиваются возможности нанесения покрытий порошковыми материалами, что обеспечивает ряд важных преимуществ:

- нанесение покрытий без сильного термического воздействия [3];
- отсутствие негативного термического воздействия на материал подложки (нагрев не более $150\text{ }^{\circ}\text{C}$) [4];
- высокая адгезия покрытий (до 120 МПа) [5];
- возможность изготовления материалов с различной толщиной покрытия [6].

Сущность метода холодного газодинамического напыления состоит в том, что предварительно приготовленную смесь газа и порошка с размером частиц $0.01...50\text{ }\mu\text{m}$ ускоряют в сверхзвуковом холодном или подогреваемом потоке воздуха или другого газа с температурой, меньшей температуры плавления материала частиц ($T_0 = 0.4...0.7 T_{пл}$), и направляют на поверхность подложки.

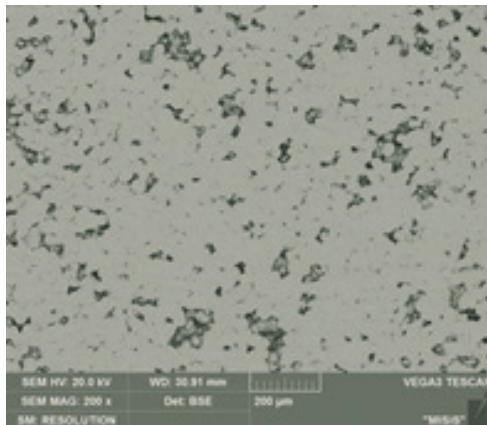
Целью настоящей работы является изучение влияния различных технологических факторов получения изделий методом холодного газодинамического напыления на структуру получаемого материала.

В качестве материала для исследования в данной работе был выбран титановый сплав ВТ-6 (аналог Ti64, Standart ISO 22961). В процессе напыления, на поверхности подложки образовывались дорожки — треки различной высоты слоя и ширины в зависимости от выбранных технологических параметров. Материалом подложки был выбран ВТ-6. Основным дефектом при выращивании изделий является пористость. На рисунке ниже представлена типичная микроструктура пор материала, полученного методом ХГН.

При проведении эксперимента варьировались такие технологические параметры установки, как расстояние сопла до подложки (мм); температура газа ($^{\circ}\text{C}$); расход воздуха ($\text{m}^3/\text{ч}$); скорость перемещения робота (мм/мин), мощность лазера (Вт); расстояние лазера до нагреваемой поверхности (мм).

В ходе работы было проведено исследование микроструктуры и пористости изделий, полученных методом холодного газодинамическо-

го напыления в различных технологических режимах. Было установлено, что содержание пор в материале, полученном по оптимальному технологическому режиму, составляет порядка 1 %.



Микроструктура сплава ВТ-6, полученного методом ХГН, СЭМ

Литература

1. Шеховцов А. А., Карпова Н. П. Аддитивные технологии как способ реализации концепции бережливого производства // Научно-методический электронный журнал концепт. 2015. № 2. С. 141–145.
2. Баксанова Ю. А., Максимов П. В. Обзор методов аддитивного формирования изделий // Международный научно-исследовательский журнал № 9 (51). Ч. 2. Екатеринбург, 2016. С. 6.
3. Спектор Ю. Э., Еромасов Р. Г. Технология нанесения покрытий и свойства покрытий. Красноярск, 2008. 271 с.
4. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика / А. П. Алхимов [и др.]. М. : Физматлит, 2010. 533 с.
5. Effect of particle morphology and size distribution on coldsprayed pure titanium coatings / W. Wong [et al.] // J. of Therm. Spray Technol. 2013. Vol. 22. P. 1140–1153.
6. Cold spray technology / A. Papyrin [et al.] // Elsevier Science. 2007. 336 p.

УДК 621.373

А. Е. Киреев*, Л. И. Чайкин, И. В. Логинова

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

**Akkella11@yandex.ru*,

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук И. В. Логинова

ОСНОВНЫЕ СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОВОГО ПОРОШКА ЗА РУБЕЖОМ И РАЗРАБОТКА НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В РОССИИ

В работе представлен обзор способов производства титановых порошков за рубежом. Предложена технология получения порошков титана для аддитивных технологий алюмотермическим способом. Восстановление осуществляется непосредственно из TiO_2 с получением компактного порошка.

Ключевые слова: титан, титановый порошок, алюмотермия, аддитивные технологии, порошковая металлургия.

A. E. Kireev, L. I. Chaykin, I. V. Loginova

THE MAIN METHOD OF TITANIUM POWDER ABROAD AND DEVELOPMENT OF NEW TECHNOLOGIES IN RUSSIA

The paper presents an overview of methods for the production of titanium powders abroad. A technology is proposed for producing titanium powders for additive technologies by the aluminothermic method. The reduction is carried out directly from TiO_2 to obtain a compact powder.

Keywords: titanium, titanium powder, aluminothermic method, additive manufacturing, powder metallurgy.

Мировыми лидерами в области аддитивных технологий (Additive Manufacturing) являются США, Германия, Китай, Япония, в меньшей степени Россия. Титановые порошки получают следующими способами [1]: газовым распылением (Gas Atomization), плазменным распылением (Plasma Atomization), плазменным процессом вращающегося электрода (Plasma Rotating Electrode Process) и др.

В Германии и Японии разработана технология получения сферических порошков титана и его сплавов распылением расплава. Металл расплавляется в индукционных или электронно-лучевых печах, затем распыляется с помощью сжатого аргона или центробежным разбрызгиванием с поверхности оплаваемого быстровращающегося диска. Наибольшее применение нашел плазменный процесс вращающегося электрода. В камере в среде инертного газа (аргон, гелий) возникает дуга между вращающимся расходуемым титановым электродом и неподвижным нерасходуемым электродом (вольфрамовый пруток или охлаждаемый изнутри полый стержень), которая оплавляет торец титанового электрода. От него под действием центробежной силы отрываются капельки расплава, превращаются в частицы (гранулы) сферической формы и застывают в полете. Такой способ широко применяют зарубежные фирмы, а в России — ОАО «ВИЛС» и ОАО «Композит».

Основным способом [2] получения титановых порошков в России является механическое измельчение титановой губки, которое реализовано на «ВСМПО-АВИСМА» в г. Березники Пермского края. Титановую губку получают восстановлением $TiCl_4$ магнием, затем измельчают и рассеивают по крупности фракции. Поскольку данный метод многостадийный и затратный, предложена технология [3] получения титановых порошков алюмотермическим способом из TiO_2 . В качестве восстановителя используется алюминиевая стружка, процесс восстановления происходит при $1150^\circ C$ в вакууме. При этом образуются гранулы металлического титана и корунд.



Рис. 1. Микрофотографии гранул титанового порошка:

a — увеличение в 400 раз; *б, в* — увеличение в 1000 раз

На рис. 1 представлены фотографии гранул титанового порошка. Гранулы имеют сферическую форму, что говорит о возможности применения данного способа. Главными характеристиками сферического

порошка [4, 5] являются размер частиц и распределение по крупности, текучесть и химический состав, особенно важным является содержание кислорода. Гранулометрический состав играет важную роль, так как правильное соотношение фракций позволяет получить плотный продукт за счет расположения более мелких частиц в пустотах, образованных более крупными частица. Однородный состав порошка приводит к меньшим затратам энергии, необходимым для плавления гранул, создавая равномерный тепловой режим. Важность химического состава по содержанию примесей влияет на механические свойства будущей детали, созданной по аддитивным технологиям (SLM, EBM, DED и др.).

Полученный титановый порошок после алюмотермии необходимо очистить от образовавшегося корунда (в ходе химической реакции алюминий забирает кислород с образованием Al_2O_3). Одним из возможных вариантов очистки поверхности гранул является ультразвуковая технология очистки [6]. Под воздействием ультразвука, в жидкости образуются кавитационные пузырьки газа (эффект кавитации), которые растут до максимальных размеров пропорционально ультразвуковой частоте, а затем схлопываются, высвобождая энергию. Энергия, выделяемая при кавитации, сталкивается с загрязненной поверхностью, разрушает ее, позволяя моющему средству отделить корунд от поверхности гранул титанового порошка. Также кавитация создает волны динамического давления (ударные волны), отделяющие загрязнитель от поверхности. На рис. 2 изображены гранулы титанового порошка после ультразвуковой очистки.

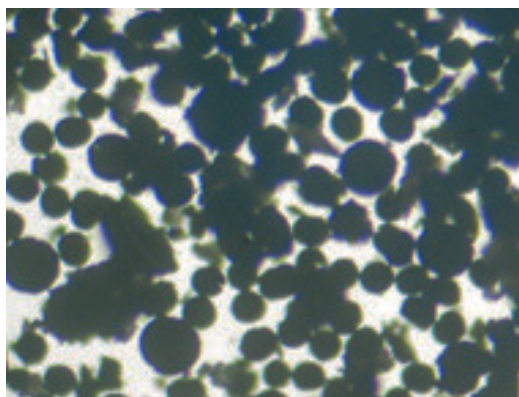


Рис. 2. Очищенный титановый порошок от корунда

Литература

1. Review of the methods for production of spherical Ti and Ti alloy powder / Pei Sun [et al.] // The Minerals, Metals & Materials Society. 2017. Vol. 69, № 10. P. 1853–1860.
2. Лебедев В. А., Рогожников Д. А. *Металлургия титана : учеб. пособие.* Екатеринбург : Изд-во УМЦ УПИ, 2015. 194 с.
3. Aluminothermic reduction of titanium oxide / M. Maeda [et al.] // Materials Transactions. 1993. Vol. 34, № 7. P. 599–603.
4. Соотношения механических свойств и плотности для титана, полученного аддитивным методом / Ю. Н. Логинов [и др.] // Цветные металлы. 2018. № 5. С. 51–55.
5. Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti — 6Al — 4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM)/H. Galarrada [et al.] // Additive Manufacturing. 2016. Vol. 10. P. 47–57.
6. Замасковцев С. А., Прусова О. Л. Ультразвуковая очистка поверхностей от загрязнений // Проблемы разработки, изготовления и эксплуатации ракетно-космической техники и подготовки инженерных кадров для авиакосмической отрасли : сб. тр. XII Всерос. науч. конф., посвящ. памяти гл. конструктора ПО «Полет» А. С. Клинышкова. Омск, 2018. С. 27–32.

УДК 539.219.2

С. К. Грехов*

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*g.svyat@yandex.ru

Научный руководитель — проф., д-р техн. наук Ю. Н. Логинов

ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧЕННОЙ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ПОРИСТОСТИ

Изложены результаты математического моделирования при нагружении ячеистой структуры из титанового сплава при неравноосном выполнении ячеек аддитивным методом. Определено напряженно-деформируемое состояние материала из титанового сплава с ячейками в виде ромба. Построена зависимость изменения значения модуля упругости от изменения пористости.

Ключевые слова: аддитивное производство, пористые структуры, сплав Ti-6Al-4V, анизотропия; некомпактное состояние; имплантаты, модуль упругости.

S. K. Grekhov

THE DEPENDENCE OF THE PROPERTIES OF THE POROUS STRUCTURE OF TITANIUM ALLOY FROM THE GEOMETRICAL PARAMETERS WHEN PERFORMING CELL ADDITIVE METHOD

Here are results of the mathematical model operation at the loading of a high-cellular structure made of titanium alloy at the unexquial cell performance by the additive method. The stress-strain state of the titanium alloy material with cells in the form of rhombus was determined. The proportionality was constructed between the change in the value of the elastic modulus and the change in the porosity of the material.

Keywords: Additive Manufacturing, cellular structures; Ti-6Al-4V; anisotropy; not compact state; implants, Young's modulus.

Применение аддитивных технологий предоставляет возможность создавать ячеистые изделия из определенного перечня материалов с различной контролируемой архитектурой ячеек. В результате этого появляется возможность влиять на механические свойства материала, в частности, это касается модуля упругости [1]. Материалы такого типа, изготовленные из титановых сплавов, востребованы в области производства имплантантов. При испытании изделий, имеющих ячейки с полной симметрией, достигается изотропность изделия [2]. Однако в медицинской технике существует потребность в материалах с контролируемой степенью анизотропии свойств. Основным испытанием ячеистых материалов является измерение механических характеристик в условиях одноосного сжатия материала [3].

Испытание ячеистых структур на сжатие производится согласно стандарту ISO 13314:2011. Для симуляции этого вида испытаний методом конечных элементов применили программный комплекс ABAQUS. Исследуемый материал обладает свойствами сплава Ti-6Al-4V, часто используемого в медицине. Рассматривалось плоскодеформированное состояние для упрощения решения.

Постановка задачи подробно изложена в статье [4]. Размеры ячейки условны, важно соотношение между геометрическими параметрами, архитектура ячейки представлена на рис. 1, *a*. При неизменных параметрах $h = 10$ мм, $b = 17.5$ мм, $d = 2.5$ мм, параметр a изменялся в пределах 1...19 мм с шагом в 1 мм, параметр c изменялся согласно условию $a + c = 20$ мм. Таким образом, при увеличении параметра a , параметр c уменьшался, тем самым уменьшалась величина перемычки между ячейками, что приводило к уменьшению площади сечения, занимаемой металлом, в результате повышался параметр пористости. На рис. 1, *б* представлено распределение вертикальных напряжений при решении задачи с уровнем пористости материала $\Pi = 21.88\%$.

Определяя в методе конечных элементов нагрузку, действующую на ячеистую среду, и сопоставляя ее с осевым перемещением, рассчитывали модуль упругости. В результате получили график, изображенный на рис. 2.

В соответствии с расчетными данными, отображенными в виде точек, получили линию тренда, показанную на рис. 2, которая представляет собой прямо пропорциональную зависимость модуля упругости материала от пористости материала.

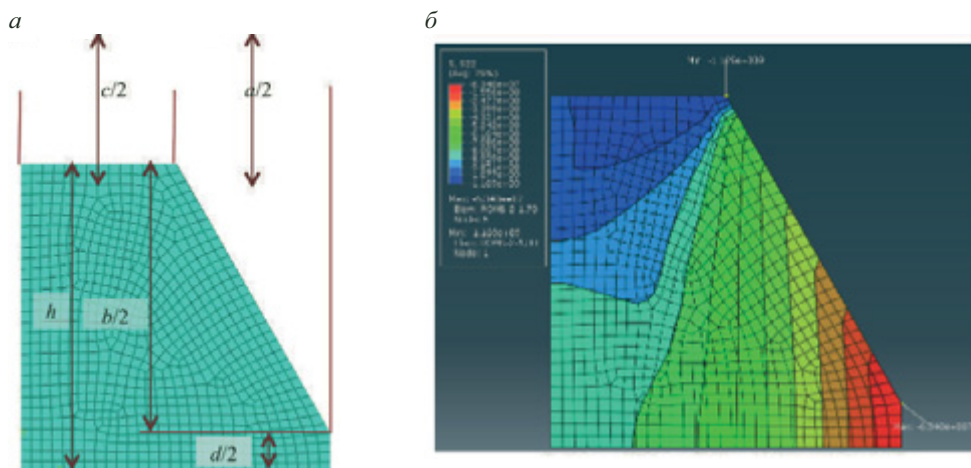


Рис. 1. Элемент площади для анализа, создающий одну из четырех сторон ромба:

a — одна из сторон ромба; *б* — распределение вертикальных напряжений

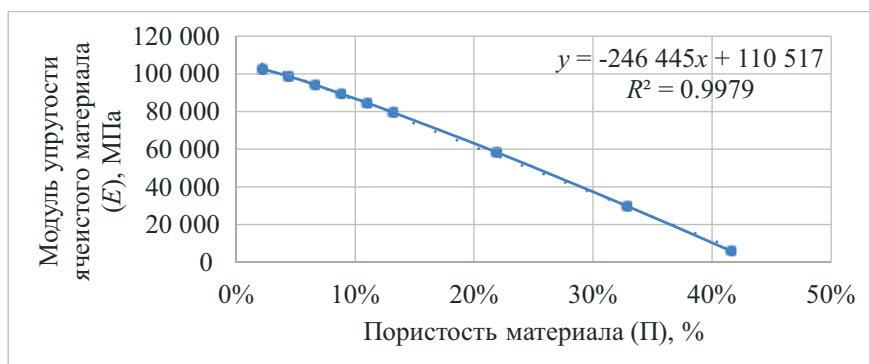


Рис. 2. График зависимости модуля упругости ячеистого материала от пористости материала

Таким образом, подтвержден известный из технической литературы вывод о том, что модуль упругости материала зависит от пористости материала, причем для данной конфигурации ячеек и в данном диапазоне пористости эта зависимость близка к линейной.

Литература

1. Determining the Young's modulus of a cellular titanium implant by FEM simulation / Yu. N. Loginov [et al.] // AIP Conference Proceedings. 2017. 1915, 030010.

2. Loginov Y., Stepanov S., Khanykova C. Inhomogeneity of deformed state during compression testing of titanium implant // MATEC Web of Conferences : 13th International Scientific-Technical Conference Dynamic of Technical Systems. 2017. 132. 03009.
3. Испытание на осадку пористого имплантата, полученного аддитивным методом из титанового сплава / Ю. Н. Логинов [и др.] // Титан. 2017. № 2 (56). С. 16–20.
4. Loginov Y. N., Stepanov S. I., Grekhov S. K. Properties Anisotropy of Additive Manufactured High-Porous Titanium Alloy with Non-Equiaxial Cellular Structure // Materials Science Forum. Trans Tech Publications. 2019. Vol. 946. P. 984–989.

СОДЕРЖАНИЕ

СЕКЦИЯ 1. СВОЙСТВА ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

| | |
|---|----|
| В. П. Кузнецов, Ф. В. Водолазский, С. М. Илларионова, Н. А. Баранникова, Я. И. Космацкий, А. А. Колотыгин, Л. Н. Кириллова, Д. Ф. Шараева. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В СЕЧЕНИИ ГИЛЬЗЫ ИЗ СПЛАВА ПТ-7М ПОСЛЕ ЭКСПАНДИРОВАНИЯ | 5 |
| Н. С. Менлышева, Д. С. Белинин, А. Н. Юрченко. МИКРОСТРУКТУРА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ | 10 |
| А. А. Юдахина, В. У. Казыханов, М. Ю. Мурашкин. МИКРОСТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Zr ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ КРУЧЕНИЕМ | 14 |
| Р. Ю. Барков, А. В. Поздняков. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Y-Sc | 17 |
| В. В. Шляров, Д. В. Загуляев, В. Е. Громов. ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ СИЛУМИНА В УСЛОВИЯХ ВНЕШНИХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ | 21 |

| | |
|--|----|
| А. Г. Игревская, А. И. Базлов, Н. Ю. Табачкова, Д. В. Лузгин, В. С. Золоторевский. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ ЛЕНТ СПЛАВА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ | 25 |
| А. В. Шалин, А. С. Степушин. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА С ПОВЫШЕННОЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ СТОЙКОСТЬЮ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БРОНЕЭЛЕМЕНТОВ ТРАНСПОРТНЫХ СРЕДСТВ | 29 |
| Д. Д. Хаматов. ВАРИАНТЫ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СЕТОК С ПОЗИЦИИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕСУРСА ПЛАСТИЧНОСТИ | 31 |
| М. А. Головнин. НЕОДНОЗНАЧНОСТЬ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СИЛОВЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ | 35 |
| А. В. Еремин. ПОСТРОЕНИЕ ПРОФИЛЯ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПОЛОСЫ | 38 |
| Н. И. Бушуева. УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ РАЗРЫВОВ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ АЛЮМИНИЕВОЙ ПРОВОЛОКИ | 41 |
| Д. О. Соболев. НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРАВКЕ РАСТЯЖЕНИЕМ ЗАКАЛЕННОЙ ПОЛОСЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 2024 | 46 |
| В. О. Невоструев. РАЗНОСТЕННОСТЬ КАК ФАКТОР ВЫБОРА СПОСОБА ОБРАБОТКИ ТРУБ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ | 50 |
| А. В. Маркидонов. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ | 53 |
| В. К. Беликова, А. Ф. Гибадуллина, В. А. Хотин, С. В. Беликов, И. Б. Половов. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ | 57 |

СЕКЦИЯ 2. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЛЕГКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ И ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

| | |
|--|----|
| А. С. Ушакова. АНАЛИЗ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ПРОТЕКАЮЩИХ В ХОЛОДНОКАТАНОЙ ТРУБЕ ИЗ СПЛАВА ВТ1-0 ПРИ НАГРЕВЕ ... | 62 |
|--|----|

| | |
|--|-----|
| А. В. Желнина, М. С. Калиенко, Н. В. Щетников, А. В. Трубочкин, А. Г. Илларионов, А. А. Попов. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА НА ДИСПЕРСНОСТЬ ВТОРИЧНОЙ α -ФАЗЫ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Ti-10V-2Fe-3Al | 67 |
| А. Э. Свирид, Е. С. Белослудцева, А. В. Пушин. СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ДВУХ СИСТЕМ Cu-Ni-Al И Ni-Mn-Fe | 71 |
| А. А. Свиридова, С. Б. Рыбалка, М. В. Иванова, С. В. Кипень. ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ ОБРАТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Sm_2Fe_{17} В РАМКАХ МОДЕЛИ КОЛМОГОРОВА | 75 |
| Г. Т. Зайнетдинова, Ф. В. Макаров, О. А. Малов. МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКА ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПСЕВДО- β -ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ПРИ ВВЕДЕНИИ ВОДОРОДА | 79 |
| Д. С. Савостин, А. С. Соловьев, С. С. Слезов. РАСЧЕТ МОЛИБДЕНОВОГО ЭКВИВАЛЕНТА СКАНДИЯ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ | 83 |
| Д. С. Савостин, А. С. Соловьев, Ю. А. Кабанова. ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ ($\alpha + \beta$)-СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛЕГИРОВАНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ | 86 |
| О. З. Пожога, А. П. Тупогуз, М. Н. Зайцев. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В ПРОМЫШЛЕННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ | 89 |
| К. И. Луговая, Р. И. Петров, В. В. Макаров. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ ФАЗЫ Ti_3Al | 93 |
| К. И. Луговая, А. О. Слукина, Д. Д. Обласова. ИЗУЧЕНИЕ ДИФФУЗИИ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ti-Al В ПРОЦЕССЕ СТАРЕНИЯ | 97 |
| А. Е. Устинов, И. В. Нарыгина, А. В. Корелин. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ti-Nb-Zr-Sn-Ta ПРИ СТАРЕНИИ | 100 |
| В. Ю. Ярков, Н. А. Попов, И. В. Нарыгина. ПРОЦЕССЫ РАСПАДА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ β -ФАЗЫ В БИОСОВМЕСТИМОМ СПЛАВЕ ТИТАНА | 104 |

СЕКЦИЯ 3. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ В МЕТАЛЛОВЕДЕНИИ

| | |
|--|-----|
| О. В. Ефимова, А. Н. Юрченко. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛЕЙ МАРКИ 29Х2Г2С2МФ И 44Х2Г2С2МФ ПОСЛЕ ПОЛНОЙ АУСТЕНИТИЗАЦИИ | 108 |
| Ю. В. Сарычева, Ю. В. Юдин, А. А. Куклина. РЕКОНСТРУКЦИЯ 3D-МОДЕЛИ КОЛОНИИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО БЕЙНИТА МАРКИ СТАЛИ 25Г2С2Н2МА | 112 |
| Д. Н. Макеев, О. В. Захаров. ИССЛЕДОВАНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ С НАПЛАВЛЕННЫМИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ | 115 |
| А. Н. Гостевская, И. А. Комиссарова, В. Е. Громов. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ТИТАНА | 119 |
| Ю. В. Замараева. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСЕСИММЕТРИЧНОЙ ОСАДКИ В ОБОЛОЧКЕ МАГНИЯ В ХОЛОДНОМ СОСТОЯНИИ | 123 |
| М. В. Майсурадзе, Е. Д. Антакова. ОЦЕНКА ОХЛАЖДАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ЗАКАЛОЧНЫХ СРЕД | 127 |
| М. В. Майсурадзе, Е. В. Антаков. ПРОГРАММНО-АППАРАТНЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАКАЛОЧНЫХ СРЕД | 131 |
| М. А. Рыжков, С. А. Попов. ПОГРЕШНОСТЬ ИЗМЕРЕНИЙ ПРИБОРА СИНХРОННОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА | 134 |
| М. А. Рыжков, П. А. Проскураков. ПОГРЕШНОСТЬ ИЗМЕРЕНИЙ СОВРЕМЕННОГО ДИЛАТОМЕТРА С ПЕЧНЫМ НАГРЕВОМ | 136 |

СЕКЦИЯ 4. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ, КЕРАМИЧЕСКИЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

| | |
|---|-----|
| К. В. Андреева, У. Ю. Фролова, Д. К. Голованова, О. В. Селиванова. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ МАРКИ 37ХГФБ | 139 |
|---|-----|

| | |
|--|-----|
| Д. С. Култышева, Г. Д. Кореннов, О. В. Селиванова, М. С. Карабаналов. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ | 141 |
| А. Р. Хамбалеев, Г. В. Шапов, О. В. Селиванова, В. М. Фарбер. ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ В СТАЛИ МАРКИ 10Г2 ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ ОБРАБОТОК | 144 |
| Н. Н. Никульченков, К. Е. Черепанов. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА FINEMET ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ВИТЫХ МАГНИТОПРОВОДОВ | 147 |
| Ю. Я. Хрунык, И. В. Вялых, Ф. А. Фадеев, А. С. Личаченко, А. В. Маракulina, С. В. Беликов. БИОСОВМЕСТИМОСТЬ СУБСТРАТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ TiO_2 НАНОТРУБКАМИ | 151 |
| Е. С. Белослудцева, А. В. Пушин, А. Э. Свирид. ТОНКАЯ СТРУКТУРА, КРИСТАЛЛОСТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni-Mn, ЛЕГИРОВАННЫХ Ti, Al, Ga и Fe С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ | 155 |
| А. В. Пушин, Е. С. Белослудцева, А. Е. Свирид. СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМ Ni-Mn-Al И Ni-Mn-Fe | 159 |
| А. А. Чуракова, Д. В. Гундеров. ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Ni РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА ПРИ МНОГОКРАТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ | 163 |
| Ю. А. Авдеева, К. А. Пермьякова, Н. И. Глинских, И. В. Лужкова, А. Н. Ермаков. ЖИДКОФАЗНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В ВИДЕ CORE-SHELL В СИСТЕМАХ TiC-Mo-Co И TiN-Mo-Co ПРИ ВАКУУМНОМ СПЕКАНИИ | 167 |
| К. А. Пермьякова, Н. И. Глинских, Ю. А. Авдеева, И. В. Лужкова. МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ CORE-SHELL СТРУКТУР ТИПА TiC-Mo-Co и TiC-Mo В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА | 171 |

| | |
|---|-----|
| Н. И. Глинских, К. А. Пермякова, Ю. А. Авдеева, И. В. Лужкова. ТЕРМИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ CORE-SHELL СТРУКТУР ПРИ ДТА- И ТГА-ИССЛЕДОВАНИЯХ В ТОКЕ Ag | 174 |
| Н. И. Синицин, О. А. Чикова, В. В. Вьюхин, М. А. Лягаева. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА РАСПЛАВА НА МИКРОСТРУКТУРУ ЛИТОГО МЕТАЛЛА | 178 |
| О. С. Петухова, Е. Д. Гуркина, Е. А. Смирнова. ОСОБЕННОСТИ ОБРАБОТКИ ОТВЕРСТИЙ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВИБРАЦИЙ | 182 |
| В. Ю. Ягофаров. МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УГЛЕРОДА РАЗЛИЧНОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ | 186 |
| Д. А. Романов, С. В. Московский, В. Е. Громов, А. Д. Филяков, Е. А. Будовских. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННО-СТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-W, ПОЛУЧЕННЫХ НА МЕДИ | 190 |
| К. В. Соснин, Д. А. Романов, В. Е. Громов, А. Д. Филяков, Е. А. Будовских. ПОКРЫТИЯ ТИТАН-ЦИРКОНИЙ, СФОРМИРОВАННЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ | 194 |
| А. Д. Филяков, К. В. Соснин, Д. А. Романов, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов, Е. А. Гаевой. ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЙ СИНТЕЗ БИОИНЕРТНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Ta | 198 |
| С. В. Московский, Д. А. Романов, В. Е. Громов, А. Д. Филяков, Е. А. Будовских. СТРУКТУРА ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ZnO-Ag, ПОЛУЧЕННОГО ТЕХНОЛОГИЕЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ | 201 |
| А. П. Дорогин, А. В. Берштейн, Л. А. Лобанова, С. В. Данилов. ПОЛОСЧАТОСТЬ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ И ВОЗМОЖНОСТИ ЕЕ УСТРАНЕНИЯ | 205 |
| А. А. Илларионова. КОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЙ И КОНСТРУКЦИЙ | 209 |

СЕКЦИЯ 5. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

| | |
|--|------------|
| А. А. Черешнева, В. В. Чеверикин. СОЗДАНИЕ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ | 214 |
| А. Е. Киреев, Л. И. Чайкин, И. В. Логинова. ОСНОВНЫЕ СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНОВОГО ПОРОШКА ЗА РУБЕЖОМ И РАЗРАБОТКА НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В РОССИИ | 217 |
| С. К. Грехов. ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ЯЧЕИСТОЙ СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧЕННОЙ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ПОРИСТОСТИ | 221 |

Научное издание

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОФИЗИКА ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

MATERIAL SCIENCES AND PHYSICS OF METALS OF LIGHT-WEIGHT ALLOYS

Сборник материалов и докладов
IV международная школа для молодежи
«МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И МЕТАЛЛОФИЗИКА
ЛЕГКИХ СПЛАВОВ»

(Екатеринбург, 18–20 июня 2019 г.)

Редактор *И. В. Меркурьева*
Редактор иностранного языка *Ю. Р. Даминова*
Компьютерный набор *А. О. Слукина*
Верстка *Е. В. Ровнушкиной*

*Электронное сетевое издание
размещено в архиве УрФУ
<http://elar.urfu.ru>*

Подписано в печать 15.11.19. Формат 70×100 1/16.
Уч.-изд. л. 11,11. Объем данных 17,8 Мб.

Издательство Уральского университета
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5
Тел.: 8 (343) 375-48-25, 375-46-85, 374-19-41
E-mail: rio@urfu.ru
<http://print.urfu.ru>

