УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ ОТКРЫТОЙ ШКОЛЫ-КОНФЕРЕНЦИИ СТРАН СНГ

УФА - 2018

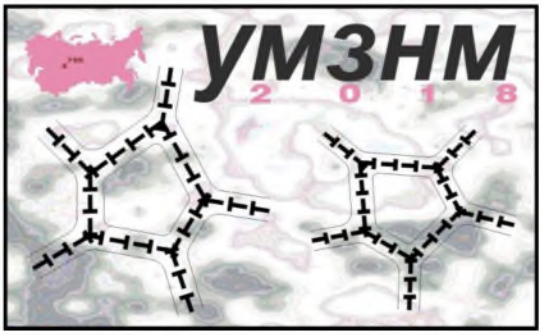
Министерство науки и высшего образования РФ
Российская академия наук
Научный совет Российской академии наук по физике конденсированных сред
Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов
Академия наук Республики Башкортостан
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
Башкирский государственный университет

Открытая школа-конференция стран СНГ

«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»

Уфа, Республика Башкортостан, Россия

1 - 5 октября 2018 г.



СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ

Уфа
РИЦ БашГУ
2018

УДК 539.3/.5+620.18+621.7
ББК 22.251+22.37+24.51+34.2+34.62
У51

Школа-конференция проведена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-02-20122).

Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы:
У51 Сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ. 1-5 октября 2018 г., г. Уфа / отв. ред. д-р физ.-мат. наук А.А. Назаров. — Уфа: РИЦ БашГУ, 2018.—307 с.

ISBN 978-5-7477-4721-0

В сборнике представлены последние достижения в области разработки и исследования ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Представленные доклады посвящены проблемам получения и изучения микро- и атомной структуры, физических и механических свойств этих материалов, а также результатам исследования фазовых превращений и структуры границ зерен в них. Рассмотрены вопросы обработки и практического применения ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов.

ULTRAFINE GRAINED AND NANOSTRUCTURED MATERIALS:
Abstracts of the Open School-Conference of NIS countries (Ufa, 1-5 October, 2018). – Ufa, Bashkir State University, 2018. - 307 p.

The book presents the latest achievements in the development and study of ultrafine grained and nanostructured materials. The reports presented are devoted to the problems of processing and studies of the micro- and atomic structure, physical and mechanical properties of these materials and the results of studies of phase transformations and grain boundary structure in them as well. Problems of practical applications of ultrafine grained and nanostructured materials are considered

УДК 539.3/.5+620.18+621.7
ББК 22.251+22.37+24.51+34.2+34.62

ISBN 978-5-7477-4721-0

© БашГУ, 2018
© ИПСМ РАН, 2018

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИКИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Глезер А.М.[1,2], Сундеев Р.В.[2,3]

[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва*
[2] *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва*
[3] *МИРЭА – Московский технологический университет, Москва*
a.glezer@mail.ru

В докладе рассмотрены актуальные и дискуссионные проблемы, возникающие при физическом описании процессов, протекающих при больших (мегапластических) деформациях твердых тел. Предпринята попытка сформулировать единый физический подход к явлениям, сопровождающим большие пластические деформации [1] в рамках изложенных ниже концептуальных представлений. **Первый принцип** - Очень большую (**МЕГА-**пластическую) деформацию следует рассматривать как физически обусловленную и важную стадию пластической деформации, которая наступает вслед за **МИКРО-**скопической и **МАКРО-**скопической стадиями деформации вне зависимости от схемы напряженного состояния и величины механических напряжений, приложенных к твердому телу. **Второй принцип** - Мегапластическую деформацию необходимо описывать в рамках неравновесной термодинамики в качестве открытой синергетической системы и существования в ней дополнительных каналов диссипации механической энергии [2]. Мегапластическая деформация характеризуется, с нашей точки зрения, присущими исключительно ей **семью отличительными особенностями** [3]:

- Фрагментация. Образование высокоугловых границ зерен.
- Отсутствие деформационного упрочнения.
- Низкотемпературная динамическая рекристаллизация.
- Циклический характер структурно - фазовых превращений.
- Аномально высокая диффузионная подвижность атомов.
- Фазовые превращения, ведущие как к повышению, так и к понижению свободной энергии системы.
- Аморфизация.

За последние годы было обнаружен ряд новых «странных» явлений, присущих мегапластическим деформациям:

1) обратимость характера структурных и фазовых превращений при изменении температуры деформации [4],

2) восстановление дальнего атомного порядка по мере роста деформации [5],

3) заметный рост удельной намагниченности насыщения при деформациях ферромагнитных материалов [6].

В докладе дана трактовка этих и ряда других явлений в рамках изложенных представлений.

Литература

1. Бриджмен П.У. Исследования больших пластических деформаций и разрыва.- М.:ЛИБРОКОМ, 2010г., 444 с.
2. Метлов Л.С. Неравновесная эволюционная термодинамика и ее приложения.-Донецк: Ноуледж, 2014г., 176 с.
3. Козлов Э.В., Глезер А.М., Конева Н.А. и др. Основы пластической деформации наноструктурных материалов.- М.; ФИЗМАТЛИТ, 2016. 360 с.
4. Sundeev R.V., Glezer A.M. et al // Mater. & Design, 2017. V. 135. P. 77.
5. Glezer A.M., Timshin I.A. et al // J. Alloys & Comp. 2018. V. 744. 791.
6. Glezer A.M., Tomchuk A.A. et al // Bull. Russ. Acad. Sci. Physics. 2016. V. 80. P. 1021

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ АТОМОВ УГЛЕРОДА И АЗОТА ПРИ КРУЧЕНИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
elena.g.astafurova@gmail.com

Методами просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратнорассеянных электронов, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа изучены закономерности и механизмы измельчения структуры аустенитных сталей с высокой концентрацией атомов внедрения и разной энергией дефекта упаковки (ЭДУ) при интенсивной пластической деформации (ИПД) методом кручения в наковальнях Бриджмена. В качестве объектов исследования выбирали монокристаллы высокомарганцевых аустенитных сталей Fe-(13-28)Mn-(0-3)Al-1.3C и поликристаллы высокоазотистых сталей Fe-(19-23)Cr-(17-21)Mn-(0-3)V-(0.1-0.3)C-(0.5-0.9)N (мас. %). ИПД проводили при комнатной температуре на 1-5 полных оборотов наковальни, при давлении 5-6ГПа.

Экспериментально показано, что при деформации методом кручения в наковальнях Бриджмена исследуемые стали характеризуются различной склонностью к механическому двойникованию (образованию границ специального типа), деформационным фазовым превращениям и локализации пластического течения. Эта склонность определяется, прежде всего, величиной ЭДУ аустенита. В сталях с низкой ЭДУ образование «тонких» двойниковых пластин (с толщиной ламелей 5-15нм) в нескольких активных системах сдвига одновременно способствует быстрой фрагментации структуры и формированию наноструктурного состояния с элементами, ограниченными специальными (двойниковыми) границами. Формирование такого наноструктурного состояния с высокой плотностью специальных границ обусловливает формирование высокой микротвердости в сталях (6-7ГПа) и определяет высокую степень однородности прочностных свойств сталей (микротвердости) по образцам. После деформации распределение микротвердости слабо зависит от расстояния до центра дисков, подвергнутых деформации кручением под высоким давлением. «Сетка» специальных границ, образованная с самого начала пластической деформации при осадке, препятствует формированию разориентированной зеренной или зеренно-субзеренной структуры с границами общего типа в процессе последующей деформации стальных образцов (увеличении числа оборотов при вращении бойка), но постепенно деградирует по мере роста степени пластической деформации.

В сталях с высокой концентрацией атомов внедрения и высокой ЭДУ, в которых при простых схемах нагружения (одноосном растяжении и сжатии) механическое двойникование не наблюдается или выступает дополнительным к скольжению механизмом деформации, за счет высоких приложенных давлений и деформации сдвигом в наковальных Бриджмена оно активно развивается после заметной пластической деформации скольжением. Образование «сетки» специальных границ происходит в этом случае в элементах зеренно-субзеренной деформированной структуры, сформированных на начальных стадиях деформации. В этом случае распределение микротвердости по диаметру дисков носит неоднородный характер с «провалом» в центре дисков, характерным для материалов после деформации методом кручения под давлением. При активации механического двойникования неоднородность распределения микротвердости по диаметру дисков исчезает.

Авторы работы благодарны проф. Ю.И. Чумлякову за предоставленные для работы монокристаллы сталей с высокой концентрацией атомов углерода и к.т.н. Н.К. Гальченко за образцы высокоазотистых сталей. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ В УЛЬРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ

Мерсон Д.Л. [1], **Виноградов А.Ю.** [1,2]

[1]*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*
[2]*Department of Mechanical and Industrial Engineering, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway*
d.merson@tltsu.ru

Статическая и усталостная прочность являются важнейшими характеристиками для биосовместимых магниевых сплавов, т.к. зачастую конструкции протезов работают в режиме циклического нагружения, например, при ходьбе. С точки зрения биосовместимости одной из наиболее перспективной системы легирования являются сплавы Mg-Zn-Ca, при этом рациональным является минимальное легирование кальцием, т.к. образующиеся интерметаллиды склонны к образованию крупных частиц, выпадающих по границам зерен, что ведет к охрупчиванию материала и снижению коррозионной стойкости. С другой стороны, содержание кальция должно быть достаточным для получения удовлетворительных коррозионных характеристик. В связи с этим, в данной работе в качестве объекта исследования был выбран сплав ZX40 (Mg-4Zn-0,1Ca) в двух структурных состояниях: после 2 проходов равноканального углового прессования (РКУП) при 350°С и комплексной обработки РКУП+холодная ковка.

После 2 проходов РКУП при 350°С предел выносливости составляет 70 МПа при пределе прочности 235 МПа. В то же время, после ротационной ковки сплава ZX40 при комнатной температуре предел выносливости достигает уже 115 МПа при пределе прочности 380 МПа, что достигает уровня коммерчески доступных конструкционных сплавов не только магния, но и алюминия и является, безусловно, высоким результатом для данной группы сплавов, которые не относятся к категории высокопрочных. При достаточной пластичности на уровне 6-7%, высоких прочностных и усталостных характеристиках, данный сплав является одним из лучших в своем классе.

С использованием просвечивающей электронной микроскопии были установлены основные изменения микроструктуры после комплексной деформационной обработки РКУП и холодной ротационной ковкой, а также причины значительного повышения прочности. К таким факторам можно отнести: неоднородную дислокационную плотность – повышенную в относительно крупных зернах и очень низкую в мелких, подавление двойникования, наличие полос деформации, очевидно унаследованных от РКУП, формирование ультрамелкозернистой структуры, измельчение и относительно равномерное распределение вторых фаз. Очевидно, что ключом к дальнейшему управлению механическими свойствами будет являться изменение в комбинации вышеизложенных факторов в сторону формирования еще более однородной микроструктуры и распределения частиц упрочняющих фаз.

Формирование однородной, устойчивой и коррозионностойкой пассивной пленки на поверхности сплавов на основе магния все еще остается проблемой. Усовершенствование микроструктуры, приводящее к увеличению доли границ зерен, способствует формированию достаточно однородного защитного слоя, уменьшает размер и неоднородность распределения вторых фаз и увеличивает общую коррозионную стойкость

Таким образом, для достижения превосходной биоразлагаемости в сочетании с хорошей цитотоксичностью и био-совместимостью необходимо формирование однородной мелкозернистой рекристаллизованной микроструктуры. Интенсивная пластическая деформация, способствующая активной динамической рекристаллизации, представляется одним из инструментов для достижения этой цели.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ 15-19-30025

STUDIES ON THE SUPERPLASTICITY IN UFA: HISTORY AND RECENT DEVELOPMENT

(in memory of Prof. O.A. Kaibyshev)

Valiev R.Z.[1,2], Salischev G.A.[3], Utyashev F.Z.[4], Terence G. Langdon[5]

[1]Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, K. Marx 12, Ufa, 450008, Russia
[2]Laboratory for Mechanics of Bulk Nanomaterials, Saint Petersburg State University, Saint Petersburg, Russia
[3]Bulk Nanostructured Materials Laboratory, Department of Materials Science and Nanotechnology of Belgorod State National Research University, Belgorod, Russia
[4]Institute for Metals Superplasticity Problems, Russian Academy of Sciences, Ufa. 450001 Bashkortostan, Russia
[5]Materials Research Group, Department of Mechanical Engineering, University of Southampton, Southampton SO17 1BJ, U.K.
ruslan.valiev@ugatu.su

A tremendous development in studies on the superplasticity of metals and alloys in the 60s and 70s of the last century [1,2,3,4] prompted the establishment of a number of specialized laboratories in this field in leading countries worldwide. Prof. Oskar A. Kaibyshev started superplasticity studies in Ufa in 1969 after he had been assigned to a position as Head of Department at Ufa Aviation University (now Ufa State Aviation Technical University, USATU). Basic research and applied research laboratories for metals superplasticity were opened at the premises of the department. In 1980 a special design and technological bureau "Tantal" was established to develop technological processes. The significant success of these developments, presented by the research team in a monograph [5], served at the decision of the Presidium of the Academy of Sciences of the USSR to establish the Institute for Metals Superplasticity Problems in Ufa in 1986. This was the first, and so far the only, institution devoted specifically to superplasticity throughout the world. Prof. O.A. Kaibyshev was assigned to a position of Director of the Institute from 1986 until 2005. The main research directions of the Institute are studies on the nature and mechanisms of the superplasticity effect, the formation of ultrafine-grained (UFG) structures and studies on superplasticity in commercial metals and alloys together with the development of technologies of practical use for this effect [6,7]. The studies were of fundamental and applied character and were based on close international collaborations [8,9].

This report is dedicated to the memory of Prof. O.A. Kaibyshev who passed away in June 02, 2017. The main results of his early work carried out in Ufa will be highlighted in brief and the state of the art of recent studies and developments will be discussed.

References

1. E.E Underwood // J. Metals. 14 (1962) 914.
2. A.A. Presnyakov, Superplasticity of metals and alloys (Nauka, Alma-Ata, 1969).
3. M.V. Grabskiy, Structural superplasticity of metals (Metallurgia, Moscow, 1975).
4. J.W. Edington, K.N. Melton, C.P. Cutler // Prog. Mater. Sci. 21 (1976) 61.
5. O.A. Kaibyshev, Ductility and superplasticity of metals (Metallurgia, Moscow, 1975).
6. O.A. Kaibyshev, Superplasticity of commercial alloys. (Moscow, Metallurgiya, 1984).
7. O.A. Kaibyshev, F.Z. Utyashev. Superplastisity: Microstructurial Refinement and Superplastic Roll Forming (Futurepast, Arlington, 2005).
8. O. A. Kaibyshev: Superplasticity of Alloys, Intermetallides and Ceramics, (Springer-Verlag, Berlin, 1992).
9. T.G. Langdon // J. Mater. Sci. 44 (2009) 5998.

ПРИНЦИПЫ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Назаров А.А.

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

Ультразвуковая обработка (УЗО) является одним из эффективных способов обработки материалов и имеет широкий спектр воздействия на их структуру и свойства. При высокой интенсивности ультразвук приводит к генерации дислокаций, формированию дислокационной субструктуры и упрочнению материалов. УЗО поверхности способна даже формировать в приповерхностных слоях материалов нанокристаллическую структуру. При УЗО умеренной интенсивности деформированных материалов, напротив, происходит релаксация дефектной структуры, внутренних напряжений. Иными словами, ультразвук способствует формированию более равновесной структуры деформированного материала. Следовательно, сочетание предварительной пластической деформации и УЗО с различными амплитудами может быть использовано для модификации структуры и механических свойств материалов в широких пределах. Поэтому применение УЗО для управления структурой и свойствами ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных деформационными методами, представляет значительный интерес как потенциальный способ дальнейшего улучшения свойств этих перспективных материалов.

Важнейшей отличительной чертой УМЗ материалов, полученных методами пластической деформации, является неравновесная структура границ зерен (ГЗ), которая связана с внесенными зернограничными дислокациями (ВЗГД), образовавшимися за счет поглощения границами решеточных дислокаций в процессе деформации. Эксперименты показали, что при умеренном отжиге происходит возврат структуры границ зерен, приводящий к снятию внутренних напряжений и релаксации энергии без роста зерен. Были предложены дислокационно-дисклинационные структурные модели, позволившие рассчитать поля напряжений и энергии границ зерен в УМЗ материалах, а также исследовать кинетику возврата в границах зерен при отжиге.

Воздействие УЗО на структуру и свойства УМЗ материалов, полученных интенсивной пластической деформацией, было недавно исследовано экспериментально и методами дислокационного и атомистического моделирования. В настоящей работе проведен обзор основных результатов этих исследований и на их основе сформулированы принципы УЗО УМЗ материалов.

При УЗО важнейшую роль играет взаимодействие ультразвукового инструмента с материалом. Для передачи осциллирующих напряжений в объем материала необходимо обеспечить надежный акустический контакт между поверхностями инструмента и материала. Рассмотрены некоторые схемы, которые позволяют проводить УЗО образцов различной геометрии.

И теоретические исследования, основанные на двумерной дислокационной динамике и молекулярной динамике, и эксперименты показывают, что результат воздействия ультразвука на структуру УМЗ металлов немонотонно зависит от амплитуды ультразвука. С одной стороны, интенсивность воздействия должна быть достаточной высокой, чтобы «включить» те или иные релаксационные механизмы. С другой, она не должна быть слишком высокой, чтобы не происходило интенсивное размножение дислокаций. Существует оптимальный интервал амплитуды, в котором можно получить релаксирующее воздействие ультразвука и улучшение комплекса механических свойств материала. Рассмотрены примеры изменения структуры и свойств УМЗ металлов, полученных методами кручения под высоким давлением и равноканального углового прессования.

Работа поддержана грантом РНФ № 16-19-10126.

БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
plotnikov@phys.asu.ru

Накопленные в настоящее время теоретические и экспериментальные данные, характеризующие явление акустической эмиссии в ходе структурных и фазовых превращений, свидетельствуют об активной роли акустической эмиссии, например, в процессах пластической деформации. В условиях мягкой схемы нагружения и высоких температур накопление деформации в алюминии и его сплавах осуществляется монотонно-скачкообразно (в масштабе объема деформируемого материала): при низких температурах – монотонно, прирост деформации составляет 3-5 %, в области высоких температур – монотонно-скачкообразно (или квазискачкообразно), прирост деформации составляет 150 % и выше.

При больших пластических деформациях значительно возрастает плотность «неравновесных» границ зерен, которые ответственны за аномальные явления проскальзывания, взаимодействия с решеточными дефектами и определяют высокий уровень пластичности. Переход к высокопластичному состоянию сопровождается изменениями в структуре материала и его механического поведения. Такой переход можно трактовать как деформационный структурный переход, осуществляемый при достижении термомеханическими параметрами и величиной колебательной энергии акустической эмиссии критических значений. При больших пластических деформациях наблюдается пространственная цикличность в изменении структурного состояния: фрагментированная структура – рекристаллизованная структура.

Монотонно-скачкообразный характер накопления деформации определяется исключительно скоростными параметрами деформационного процесса, а амплитуда скачков и длительность монотонных участков существенно зависят от температурно-силовых параметров в цикле нагружения. О квазискачкообразном характере накопления деформации свидетельствуют осцилляции механического напряжения, причем амплитуда осцилляций и среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии увеличиваются при повышении температуры. Проведенный анализ низкочастотного спектра акустической эмиссии свидетельствует, что его дискретный вид обусловлен перераспределением колебательной энергии первичного акустического сигнала по резонансным колебаниям стоячих волн резонаторов, связанных с областью локализации деформации.

Колебания стоячей волны активируют элементарные деформационные сдвиги в некотором объеме кристаллической среды, находящемся в слабоустойчивом состоянии, связанным с длиной стоячей волны, определяющей макроскопический масштаб корреляции элементарных деформационных актов. Переход к высокопластичному состоянию алюминия и его сплавов и корреляции элементарных деформационных актов в макроскопическом масштабе при достижении критических параметров осуществляется как результат совместного действия термических флуктуаций, механических напряжений и колебательных смещений стоячих акустических волн, сформированных преобразованием первичных сигналов акустической эмиссии на естественных резонаторах деформируемого объема.

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ Al СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Бродова И.Г., Петрова А.Н.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия
brodova@imp.uran.ru

Как установлено в [1,2], ДКУП является эффективным методом измельчения структуры и упрочнения многокомпонентных сплавов на основе алюминия. Интенсификация структурных и фазовых превращений в данных материалах обусловлена высокой скоростью деформации (10^4-10^5 c^{-1}) и осуществляется под действием двух деформационных мод – сжатия – растяжения вследствие циркуляции ударных волн и волн разрежения и простого сдвига. Целью данной работы является выяснение природы повышения прочности сплавов с ультра мелкозернистой (УМЗ) структурой и определение вклада каждой деформационной моды в общее упрочнение материалов, полученных ДКУП.

При специальной постановке эксперимента ДКУП с остановкой массивной заготовки диаметром 30 мм и длиной 200 мм в каналах матрицы, определены особенности структурообразования при двух модах пластической деформации сплава АМц, и выявлены механизмы упрочнения материала на каждом этапе его пластической деформации. Как показали сравнительные СЭМ и ПЭМ исследования, при ударно-волновом воздействии в образце сохраняется исходная крупная субзёренная структура, а влияние высокоскоростного ударно-волнового нагружения проявляется в формировании большого количества дефектов, сосредоточенных в районе границ субзёрен и внутри них (это хаотически расположенные дислокации, дислокационные сетки, скопления зёрнограничных дислокаций). Кроме того, в образце, «застрявшем» в первом канале выявлены зоны локализованной деформации с УМЗ структурой (500-700 нм), возникшие вследствие неравномерности ударно-волнового воздействия. При переходе образца во второй канал и дополнительной деформации сдвига образуется фрагментированная сильнодеформированная структура смешанного типа, в которой преобладают зёрна с высокоугловой разориентировкой размером 400 нм. По дюрометрическим данным при ударно-волновом сжатии микротвёрдость сплава возрастает на 12 %, а после дополнительной деформации сдвигом повышается ещё на 20 %.Твёрдость по Бринеллю после ДКУП возрастает практически в два раза, причём наибольший рост на 35 % обеспечивает сдвиговая деформация. Анализируя эти данные совместно с результатами структурных исследований, можно сказать, что при действии ударной волны основной вклад в упрочнение сплава вносит дислокационная составляющая, а твёрдость после сдвиговой деформации увеличивается за счёт зернограничного упрочнения.

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

Литература

1. *Бродова И. Г., Петрова А. Н., Разоренов С. В., Шорохов Е. В.* Сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению субмикрокристаллических алюминиевых сплавов после динамического канально-углового прессования // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 5. С. 548.
2. *Петрова А.Н., Бродова И.Г., Плехов О.А., Наймарк О.Б, Шорохов Е.В* Механические свойства и особенности диссипации энергии в ультрамелкозернистых алюминиевых сплавах АМц и В95 при динамическом сжатии //Журнал технической физики. 2014. Т. 84. Вып. 7. С. 44.

ОСОБЕННОСТИ ОЦЕНКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В МЕТОДАХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Утяшев Ф.З.[1], Валиев Р.З.[2]

[1] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа.
[2]Институт физики перспективных материалов при Уфимском государственном авиационном техническом университете, Уфа.
ufz1947@ mail.ru

Применяемые для формирования объемных наноструктурных материалов методы интенсивной пластической деформации (ИПД) отличаются нестационарным и немонотонным процессом накопления больших деформаций. Для определения степени деформации в этих методах обычно используют формулы, выведенные для малых деформаций на базе геометрических представлений о формоизменении образца или величину с точностью до постоянной равную положительному значению корня квадратного из второго инварианта симметричного тензора деформации. В том и другом случаях важный для структурообразования вклад ротационных мод деформации во внимание не принимается. Кроме того, при определении степени деформации обычно не учитывают влияние масштабного фактора – размеров образца.

В данной работе на примере одного из распространённых методов интенсивной пластической деформации - равноканального углового прессования (РКУП), разработан новый подход расчета степени накопленной деформации в образце.

В основе нового подхода использован метод Дж. Лагранжа, применяемый для описания кинематики частиц в деформируемом континууме. Согласно этому метода рассматривается перемещение материальных частиц по физическим траекториям, приводящим к заданному инструментом формоизменению заготовки.

Выведены формулы, позволяющие в зависимости от угла пересечения каналов оснастки для прессования и поперечного сечения образца определить общую деформацию и её сдвиговую и ротационную составляющие. Представлены графики распределения этих деформаций по сечению образца.

Выполнена верификация результатов расчета, показавшая удовлетворительное совпадение расчетных данных с экспериментальными.

Даны предложения по повышению эффективности осуществления РКУП с точки зрения формирования этим методом однородной ультрамелкозернистой структуры за ограниченное число проходов за счет активного использования ротационной моды деформации.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА В НИКЕЛЕ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni_3Al МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Полетаев Г.М. [1], Зоря И.В. [2], Коханенко Д.В. [3], Старостенков М.Д. [1]

[1]*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул*
[2]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*
[3]*Финансовый университет при Правительстве РФ, Барнаульский филиал, Барнаул*
gmpoletaev@mail.ru

Методом молекулярной динамики проведено исследование миграции границ наклона <100> и <111> в Ni и интерметаллиде Ni_3Al. Сила натяжения границы, провоцирующая миграцию, создавалась в модели за счет создания кривизны границы (которая имела форму полупетли или арки). Сила натяжения и скорость миграции границы оставались в рассматриваемой модели приблизительно постоянными в течение почти всего движения границы, что позволяло изучать механизм миграции и измерять ее скорость.

Расчетные блоки создавались в виде пластины толщиной в 12 атомных плоскостей. Этой толщины вполне достаточно для появления эффектов, связанных, например, с изломами зернограничных дислокаций. Расчетные блоки имели размеры приблизительно 18×12×2,4 нм и содержали около 50000 атомов. Для описания межатомных взаимодействий в Ni и в интерметаллиде Ni_3Al использовались EAM потенциалы Клери-Розато, построенные в приближении сильной связи. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики был равен 2 фс. Температура в модели задавалась через начальные скорости атомов согласно распределению Максвелла-Больцмана, при этом учитывалось тепловое расширение расчетных блоков. Для сохранения температуры постоянной в процессе моделирования использовался термостат Нозе-Гувера.

В работе показано, что в Ni и Ni_3Al малоугловые границы <100> мигрируют значительно медленнее границ <111> (примерно в два раза при температуре 1700 К), что связано с отличием механизмов миграции малоугловых границ <100> и <111>. Выяснено, что миграция границы <100> осуществляется посредством расщепления парных зернограничных дислокаций с последующей сменой дислокаций-партнеров. Смена дислокаций-партнеров происходит за счет скольжения расщепленных дислокаций. Миграция границы наклона <111> осуществляется путем комбинированного действия двух механизмов: описанного выше механизма и механизма, заключающегося в совместном скольжении парных зернограничных дислокаций, которые, в отличие от зернограничных дислокаций в границах <100>, имеют общие плоскости скольжения. Совместное скольжение парных дислокаций имеет сравнительно низкую энергию активации, вследствие чего границы наклона <111> подвижнее границ <100>.

Как показали молекулярно-динамические исследования, скорость миграции аналогичных границ в интерметаллиде Ni_3Al значительно ниже, чем в Ni (примерно в три раза при температуре 1700 К). Причиной этого являются, в частности, дополнительные затраты энергии на образование позади мигрирующей границы в Ni_3Al разупорядоченной области. Из-за относительно невысокой подвижности границ в Ni_3Al, выше вклад диффузионных смещений атомов в процессе их миграции по сравнению с Ni.

СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НАНОЧАСТИЦ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Al_2Au

Волков А.Ю., Волкова Е.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург 620108, Россия
volkov@imp.uran.ru

Методом механосинтеза в шаровых мельницах получен интерметаллид Al_2Au. Для синтеза использовался нанопорошок золота и опилки алюминия. Ранее было установлено [1], что использование наноразмерного порошка алюминия для механосинтеза нецелесообразно. Методами растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии исследована структура синтезированного продукта.

Показано, что в процессе механосинтеза формируются нано- и микрочастицы интерметаллида Al_2Au. В образце также зафиксировано присутствие непрореагировавших частиц золота и оксида алюминия. Выявлено наличие аморфной структуры. Из полученного порошка были спрессованы таблетки. Рентгеногафическое исследование компактов показало преимущественное наличие в нем интерметаллида Al_2Au, а также небольшого количества алюминия. Размер областей когерентного рассеяния составляет 25.2 ± 1.6 нм. Одна из таблеток была разделена на четыре части и отожжена в интервале температур от 300 до 600°С. В результате отжигов цвет поверхности образцов меняется от розового до темно-красного. Наряду с интерметаллидом Al_2Au на дифрактограммах появляются линии от фазы AuAl. Увеличение температуры отжига приводит к повышению интенсивности отражений от фазы AuAl. Как показали ПЭМ-исследования и данные РЭМ, интерметаллидная фаза Al_2Au имеет множество дефектов различной природы.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» АААА-А18-118020190104-3 и проекту №18-10-2-24 Программы УрО РАН.

Литература

1 Волков А.Ю., Уймин М.А., Мысик А.А., Новожонов В.И., Волкова Е.Г., Щеголева Н.Н., Князев Ю.В., Козлов К.А. Синтез интерметаллида $AuAl_2$ из наноразмерных порошков золота и алюминия // Неорганические материалы. 2011. Т. 47. № 5. С. 528-534.

MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND THERMAL DESORPTION PROPERTIES OF TITANIUM BERYLLIDE AFTER NEUTRON IRRADIATION UP TO HIGH NEUTRON DOSES

Chakin V., Rolli R.

[1]*Karlsruhe Institute of Technology, Institute for Applied Materials, Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen*

vladimir.chakin@kit.edu

Titanium beryllide $Be_{12}Ti$ is considered to be used as advanced neutron multiplier material in the Helium Cooled Pebble Bed (HCPB) breeding blanket of DEMO. Accumulation of helium and tritium in beryllium-containing materials is the result of neutron-induced transmutations. Tritium inventory in Be-Ti materials is very important from the point of view of safety during the operation of the HCPB blanket. To provide a related materials database, a neutron irradiation campaign, HIDOBE-01 experiment, has been performed at HFR in Petten, Netherlands. Up to 3000 and 300 appm of helium and tritium, respectively, were produced in titanium beryllide pellets after irradiation in the temperature range between 600 and 1050 K. Thermal desorption tests using irradiated titanium beryllide specimens were performed with a quadrupole mass-spectrometer (QMS) and an ionization chamber (IC). The gas mixture consisting of high-purity argon with a small additive of hydrogen (Ar+0.1 vol. % H_2) was used as a purge gas to transport the released species to the QMS and the IC. Heating rates of 1 and 7 K/min were used by the thermal desorption tests up to 1373 K with final exposure for 3 h at the maximum temperature.

In this study, titanium beryllide samples having the chemical compositions of Be-5at.%Ti and Be-7at.%Ti were investigated. Whereas only one release peak of tritium was observed during investigations, two peaks corresponding to helium were detected. Compared to pure beryllium, titanium beryllide $Be_{12}Ti$ has an enhanced tritium release what is expressed by lower temperatures relating to release peaks. Investigations of microstructure revealed that irradiated samples consist of at least two phases – pure beryllium and titanium beryllide $Be_{12}Ti$. Formation of numerous pores was observed, mainly, in beryllium phase during the investigations of the Be-Ti sample irradiated at the highest temperature.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ IN SITU С ПОМОЩЬЮ ЛИТЬЯ И ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Имаев В.М., Гайсин Р.А., Имаев Р.М.

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

Композиционные материалы (КМ) на основе титановых сплавов, упрочненные короткими волокнами/частицами керамических соединений и изготавливаемые in situ, в последние годы привлекли значительный интерес благодаря повышенной прочности, жаропрочности и жесткости таких материалов в сравнении с традиционными титановыми сплавами. Среди различных керамических упрочнителей TiB и TiC являются наиболее подходящими, поскольку обладают высокой прочностью, высоким модулем упругости, близким к титану коэффициентом термического расширения и химически стабильны при низкой растворимости бора и углерода в титане. К in situ методам изготовления КМ на основе титановых сплавов относится, в частности, обычное литье, основанное на добавлении в расплав из титановой матрицы бора и углерода, что приводит к образованию коротких волокон TiB и частиц TiC. Механическое поведение таких КМ зависит от объемной доли, морфологии, распределения упрочняющих волокон и частиц, адгезионной прочности границ матрица-упрочнитель, а также выбора матричного сплава и его микроструктуры.

В настоящей работе представлены результаты исследований КМ, армированных TiB и TiB+TiC (до 10 об.%), изготовленных in situ с помощью литья. В качестве матрицы использовали жаропрочные титановые сплавы ВТ8, ВТ25У и ВТ18У. На первом этапе оптимизировали содержание объемной доли волокон TiB. Далее были оптимизированы условия горячей деформации, позволяющие получать КМ с преимущественно ориентированными волокнами с высоким соотношением длины к диаметру и с раздробленными и хаотично ориентированными волокнами TiB. Для КМ на основе ВТ18У и ВТ25У с оптимизированным содержанием TiB добавляли армирование частицами TiC. После деформационной обработки КМ подвергали термической обработке для получения наиболее жаропрочного состояния матрицы. Микроструктуру и механические свойства КМ изучали в сравнении с матричными сплавами, подвергнутыми аналогичной обработке.

Установлено, что полученные КМ на основе жаропрочных титановых сплавов, армированные моноборидом титана, значительно превосходят матричные сплавы по прочности (на 17-50% при T=20-700°C) и сопротивлению ползучести (при T=500-600°C) при сохранении комнатной пластичности на уровне δ=3-7%. Показано, что присутствие преимущественно ориентированных волокон боридов благоприятно для прочности, сопротивления ползучести, однако различие в указанных характеристиках между состояниями с преимущественно ориентированными и раздробленными, хаотично ориентированными боридами оказалось незначительно. Было обнаружено, что дополнительное армирование частицами TiC (после идентичной деформационно-термической обработки) малоэффективно для прочности и сопротивления ползучести, но ведет к резкому снижению пластичности при комнатной температуре.

Микроструктурные исследования показали высокую адгезионную прочность границ матрица/волокно, сохраняющуюся с повышением температуры вплоть до 700°C. Основной механизм разрушения КМ – хрупкое разрушение крупных и особенно неблагоприятно ориентированных волокон TiB и частиц TiC с последующим вязким разрушением матрицы. В работе обсуждается эффект армирования жаропрочных титановых сплавов короткими волокнами TiB и частицами TiC в зависимости от состава матричного сплава, деформационной и термической обработки с учетом достижения наиболее сбалансированных механических свойств.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-Cr-Zr

Хомская И.В.[1], Зельдович В.И.[1], Фролова Н.Ю.[1], Хейфец А.Э.[1], Шорохов Е.В.[2], Абдуллина Д.Н.[1]

[1]Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
[2]Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики им. академика Е.И. Забабахина, Снежинск, Челябинская обл., Россия
khomskaya@imp.uran.ru

Исследованы структура, механические и функциональные свойства дисперсионно-твердеющих сплавов Cu-0,09мас.%Cr-0,08мас.%Zr и Cu-0,14мас.%Cr-0,04мас.%Zr после высокоскоростной деформации методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) и последующих отжигов при 300-700°С. Метод ДКУП позволяет осуществлять деформацию материалов со скоростью ~10^5 c^{-1}, что на пять-шесть порядков превышает скорость интенсивной пластической деформации (ИПД) методом РКУП, при этом не требуется использование энергоемкого прессового оборудования. На результирующую структуру материала при ДКУП оказывают влияние высокоскоростная деформации простого сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура.

Показано, что в исследованных низколегированных сплавах Cu-Cr-Zr при высокоскоростной (~$10^5 c^{-1}$) деформации методом ДКУП протекают процессы фрагментации, динамической полигонизации и деформационного старения с выделением наноразмерных (~5 нм) частиц вторых фаз. ДКУП приводит к получению субмикрокристаллической (СМК) структуры с размером кристаллитов 200-300 нм, повышению микротвердости сплавов в 2,3-2,4 раза и характеристик прочности в 2,6-3,3 раза по сравнению с исходным закаленным крупнокристаллическим (КК) состоянием при сохранении удовлетворительной пластичности после трех-четырех проходов. Определено, что легирование меди микродобавками Zr (0,04-0,08мас.%) повышает температурный интервал рекристаллизации меди от 150-220°С до 500-600°С. Влияние циркония обусловлено выделением наночастиц фазы Cu_5Zr на дислокациях и субграницах, способствующих их закреплению и уменьшению подвижности. В результате замедляется процесс образования центров рекристаллизации, требующий перестройки дислокационной структуры.

Установлено, что ДКУП и старение при 400-450°С уменьшает электросопротивление СМК сплавов меди, легированных микродобавками Cr (0,09-0,14%) и Zr (0,04-0,08%), до 2,1- 2,3 мкОм·см и существенно в 2,8 и 5,1 раза повышает предел прочности и предел текучести, соответственно, по сравнению с КК состоянием при сохранении удовлетворительной пластичности, что обусловлено протеканием процессов распада α твердого раствора с выделением наноразмерных (10-50 нм) частиц вторых фаз.

Показано, что сплавы Cu-Cr-Zr с СМК структурой, полученной ДКУП, можно существенно упрочнить ИПД трением скольжения за счет создания нанокристаллической (НК) структуры. Определено, что полученная СМК структура, понижает интенсивность изнашивания образцов при трении скольжения в 1,4 раза по сравнению с КК состоянием. Показано, что максимальная микротвердость (HV=3350 МПа), и минимальные значения коэффициента трения (f=0,35) и сопротивления сдвигу (S=1200 МПа) достигается в образцах после ДКУП и старения при 400°С. Установлено, что ИПД сплава трением скольжения после ДКУП и отжигов при 400, 600 и 700°С приводит к формированию НК структуры с размером кристаллитов от 15 до 60 нм, что обеспечивает высокую твердость и удовлетворительные трибологические свойства исследованного сплава.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА СВОЙСТВА НАНОВОЛОКОН С ГЦК СТРУКТУРОЙ

Старостенков М.Д., Яшин О.В., Яшин А.В.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул
frs22@mail.ru

Представленная работа посвящена исследованию методом компьютерного моделирования свойств нановолокон Ni с ГЦК структурой (с ориентацией осей растяжения в направлениях <100>), содержащих атомы водорода. Целью исследования было в рамках модели нановолокна, подвергнутого деформации одноосного растяжения, установить прочностные характеристики нановолокон с различной концентрацией водорода при различных температурах, а также с заданной точностью установить пределы допустимой концентрации водорода, ниже которой не происходит ухудшения прочностных свойств исследуемых нановолокон.

Перед началом деформации в нановолокнах ГЦК Ni заполнялись водородом 0, 20, 40, 60 и 80% пор, по одному атому водорода в каждой поре. Для расчета траектории движения атомов применен метод молекулярной динамики. Расчет взаимодействия между атомами производился с применением парных потенциалов Морзе, рассчитанных в работе [1]. При моделировании деформации в нановолокнах производилось периодически повторяющееся поступательное смещение атомов, составляющих абсолютно жесткие захваты вдоль оси растяжения нановолокна в противоположных направлениях друг от друга <100> и $<\bar{1}00>$. Суммарная скорость движения захватов составляла 20 м/с и соответствовала скорости деформации $2{,}32\times10^{9}$ $с^{-1}$. После разрушения движение жестких захватов прекращалось. Температура в компьютерном эксперименте устанавливалась равной 50, 300, 600, 900 и 1200К. В начале компьютерного эксперимента температура задавалась через начальные скорости атомов. При деформации нановолокна производилась термостабилизация в соответствии с алгоритмом Берендсена [2]. Расчеты в представленной работе выполнены с применением авторского программного продукта [3].

Ранее в работах [4-6] в результате исследования структурно-энергетических превращений происходящих в нановолокнах чистых металлов и сплавов, в процессе высокоскоростной деформации растяжения выявлено четыре основных стадии деформации: квазиупругая (I), пластическая (II), течения (III) и разрушения (IV). Аналогичная стадийность выявлена для нановолокна ГЦК <001>Ni, содержащего атомы водорода.

Первая стадия деформации характеризуется упругим поведением материала. На данной стадии образуются одиночные точечные дефекты и пары Френкеля, запасенная энергия деформации накапливается по параболическому закону, напряжение на захватах растет линейно. В случае снятия нагрузки происходит восстановление исходной формы нановолокна. Второй этап (пластической) деформации сопровождается образованием, движением и аннигиляцией частичных и сверхчастичных дислокаций в нановолокне. На третьей стадии деформации в средней части нановолокна образуется область сужения в виде «шейки», основные структурные изменения наблюдаются именно в этой области, существенного изменения напряжения на захватах и запасенной энергии не наблюдается. На четвертой стадии деформации происходит разделение нановолокна на две части - разрушение.

Основным параметром, характеризующим прочностные свойства нановолокон, является максимальное напряжение на захватах, которое регистрируется в конце первой стадии деформации. Данный параметр позволяет определить степень влияния таких факторов, как температура, геометрия образца и количество вносимых примесей на механические свойства исследуемых объектов. На рис.1 приведены значения максимального напряжения на захватах (в ГПа), рассчитанные для исследуемых типов нановолокон.

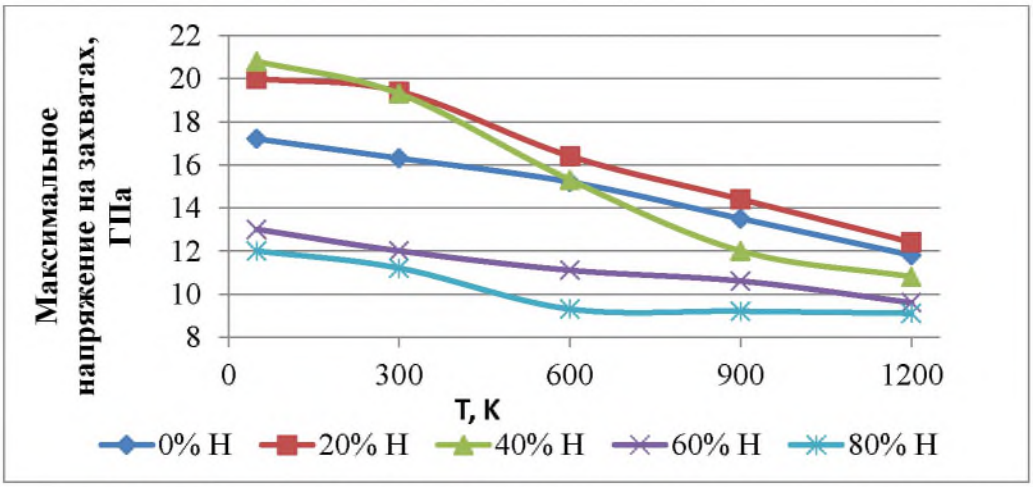


Рис. 1. График значении максимального напряжения на захватах для нановолокон <001> Ni при температурах 50, 300, 600, 900 и 1200 К при различной концентрации водорода

Полученные результаты показывают, что при заполнении водородом до 20% пор прочность нановолокон при различных температурах выше, чем в нановолокне без водорода. В тоже время при заполнении водородом 40% пор и более наблюдается ухудшение прочностных свойств нановолокон, которое связано с образованием кластеров из атомов водорода в виде глобул на стадии пластической деформации. Полученные результаты согласуются с данными приведенными в работах [7] и [8].

Литература

1. Полетаев Г.М., Кулабухова Н.А., Старостенков М.Д. Потенциалы межатомного взаимодействия в системах Pd-H и Ni-H // Химическая физика и мезоскопия. 2011. Т.13. №3. С. 411-418.
2. Berendsen H.J.C., et al. Molecular-dynamics with coupling to an external bath // J. Chem. Phys. 1984. Vol. 81. № 8. PP. 3684-3690.
3. Старостенков М.Д., Яшин О.В. Программа моделирования методом молекулярной динамики структурно-энергетических превращений в нановолокнах, подвергнутых внешнему воздействию (Нановолокно) // Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ №2016660024 от 02.09.2016 г.
4. Старостенков М.Д., Сосков А.А., Яшин А.В., Яшин О.В. Исследование зависимости предела текучести от температуры на примере бездефектных нановолокон чистых металлов Ni и Al и интерметаллида Ni_3Al // Наноинженерия. 2015. № 1 (43). С. 30-33.
5. Старостенков М.Д., Синица Н.В., Яшин А.В. Структурная перестройка в нановолокне Ni_3Al, содержащем парные неконсервативные антифазные границы, при высокоскоростной одноосной деформации растяжения // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2010. Т. 15. № 3-1. С. 1072-1073.
6. Старостенков М.Д., Яшин А.В., Синица Н.В. Структурная трансформация нановлокна CuAu I со сверхструктурой $L1_0$ тетрагональной симметрии при одноосной деформации растяжения // Письма о материалах. 2013. Т. 3. № 1 (9). С. 45-49.
7. Yao-Ting Zheng, Min He, Guang-xu Cheng, Zaoxiao Zhang, Fu-Zhen Xuan, Zhengdong Wang Molecular dynamics simulation of tensile strainaltered hydrogen behaviour and its effects on localpla sticity // Molecular Simulation. 2018. Vol. 44. Issue 3. PP.173-178.
8. Нагорных И.Л., Бурнышев И.Н. Численное моделирование влияния водорода на поведение кристаллов Al, Fe, Ni и Pd при растяжении // Химическая физика и мезоскопия. 2012. Т. 14. № 4. С. 604-608.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА Д16, ПОДВЕРГНУТОГО КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Маркушев М.В., Автократова Е.В., Ильясов Р.Р., Крымский С.В., Хазгалиева А.А., Ситдиков О.Ш.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН. Уфа. Россия
mvmark@imsp.ru

Из-за сравнительной простоты и применимости ко всем классам кристаллических материалов, особый интерес в последние десятилетия вызывает «деформационное» наноструктурирование, основанное на так называемой интенсивной (мега, большой, severe) пластической деформации (ИПД) со степенями e>>1. К наименее изученным вопросам относится влияние исходного структурно-фазового состояния материалов на их структуру и свойства после обработок с ИПД, в особенности, на стабильность и долговечность наноструктурированных материалов при пост-ИПД термических и механических воздействиях. Для деформируемых алюминиевых сплавов этот вопрос преимущественно сводится к оценке роли дисперсных фаз в формировании стабильных и прочных деформационных структур, в том числе, за счет реализации эффекта дисперсионного твердения.

Цель работы - проанализировать влияние температуры и длительности пост-деформационного старения на структуру и твердость среднепрочного алюминиевого сплава Д16, подвергнутого ИПД.

Образцы диаметром 20 и толщиной 1 мм, вырезанные из промышленного горячепрессованного прутка сплава стандартного состава, были подвергнуты термомеханической обработке, включавшей закалку, интенсивную пластическую деформацию кручением под высоким давлением (10 оборотов при давлении 6 ГПа) при комнатной температуре и отжиг длительностью до 50 часов в интервале температур искусственного старения сплава (от 100 до 190°С).

Обнаружено, что аномально высокая твердость сплава (260-270 Hv), достигнутая в результате ИПД преимущественно за счет наноструктурирования матрицы и повышения плотности дислокаций, может быть дополнительно увеличена при пост-деформационном дисперсионном твердении предзакаленного сплава. При этом максимальный прирост твердости (до 15%) наблюдается при длительных отжигах при низких температурах, а также при кратковременных отжигах при высоких температурах (Рис.1). Применение же стандартных режимов искусственного старения сплава, используемых при его упрочняющей термообработке на максимальную прочность (Т1) (старение при 190±10^{0}С в течение 8-12 часов), оказалось неэффективным для обработки после ИПД, так как приводило к резкому снижению уровня твердости сплава.

Методами ОМ, ПЭМ, СЭМ и РСА установлено, что обнаруженное поведение сплава вызвано интенсивным возвратом и рекристаллизацией структуры матрицы, приводящих к ее огрублению и полной потере упрочняющего эффекта, приобретенного при ИПД. При этом ИПД сплав даже после старения по стандартному режиму все еще являлся наноструктурным вследствие того, что размеры всех его структурно-фазовых составляющих, в том числе, и подросших зерен, все еще оставались в нанометровом диапазоне. Одновременно с возвратом и рекристаллизацией матрицы, падение твердости сплава было вызвано также изменением стадийности его искусственного старения: вместо классического распада алюминиевого твердого раствора, начинающегося с формирования зон и переходящего к фазовому старению с формированием метастабильных и стабильных модификаций фаз, возврат и рекристаллизация изменяли кинетику и стадийность распада, приводя к преждевременному огрублению его продуктов и потере прочности за счет снижения эффекта дисперсионного твердения.

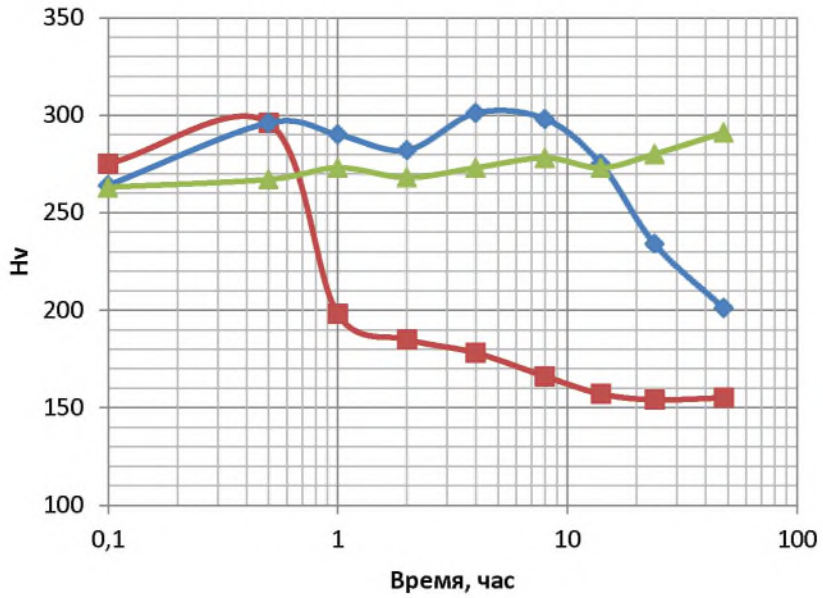


Рис.1 Зависимости твердости (Hv) ИПД сплава Д16 от времени последующего старения при 100 (▲), 140 (♦) и 190 °С (■).

Сделан вывод о том, что наноструктура, полученная в сплаве Д16 методом кручения под высоким давлением, имеет пониженную термическую стабильность, что в свою очередь означает заметное снижение интервала рабочих температур сплава и, соответственно, его конструкционной прочности и долговечности по сравнению с серийными крупнозернистыми и субструктурно-упрочненными аналогами. Такое поведение сплава должно приниматься во внимание при решении об использовании как самого наноструктурного сплава, так и метода его получения, для производства полуфабрикатов и изделий.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 16-19-10152.

FEATURES OF DEFORMATION BEHAVIOR UNDER PULSE CURRENT AND ULTRASOUND IN MATERIALS WITH PHASE TRANSFORMATION

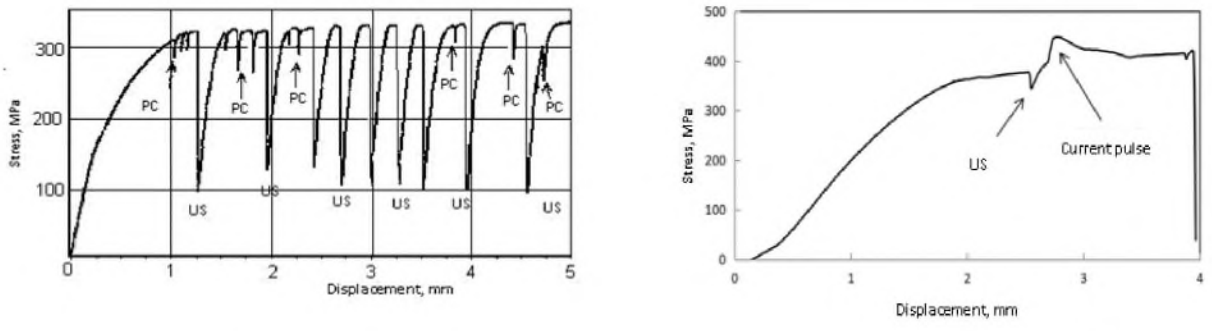
Stolyarov V.V.[1], Rubanik V.V.[2], Tsarenko Yu.V.[2]

[1] *Mechanical Engineering Research Institute RAS, Moscow*
[2] *Institute of Technical Acoustics of NAB, Vitebsk*
vlstol@@mail.ru

For the production of various semi-finished products, thermomechanical processing including cold rolling or drawing is used. In this case, there is a problem of simultaneous increase in deformability and functional properties of materials, since the first one is achieved due to high processing temperatures, which can lead to deterioration of the second one. One of the approaches to solving this problem is the use of external energy effects, not accompanied by high temperatures. In alloys with thermoelastic martensitic transformation, deformation-thermal processing methods in combination with pulsed current (PC) or ultrasonic (US) action really allow to significantly increasing technological and operational properties. Of particular interest is the influence the joint action of both effects. The purpose of this work is a comparative study of the deformation behavior in materials with or without phase transformation under conditions of electropulse and / or ultrasonic action.

Wire samples with coarse-grained structure out of the annealed pure nickel (NP2, mm Ø1.6) and shape memory $Ti_{50}Ni_{50}$, $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ alloys (Ø1.38mm) were starting materials of a research. Tension test was carried out at 20 and 200 °C. Frequency of ultrasound was 18 kHz, amplitude of ultrasonic shifts (A) from 5 to 20 mkm, and their duration changed from 1 to 5 s. Regimes of pulse current were: a - for Ni, pulse duration $\tau=2 \times 10^{-4}$ s, density j = 120 A/mm^2, b - for TiNi, $\tau = 1 \times 10^{-4}$ s, j = 500 A/mm^2.

Fig. 1a shows the stress-displacement curves for course grained nickel under current and folloing ultrasound. Impact of the pulsed current, and then ultrasound, leads to stress jumps downward, caused, respectively, by electroplastic effect (EPE) of 25-50 MPa and acoustoplastic effect (APE) up to 180-220 MPa. When changing the sequence of effects, an additional decrease in the stress conditioned by the total effect of ultrasonic and current was observed.



a b

Fig. 1. Stress-displacement curve of Ni (a) and $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (b) under pulse current and ultrasound

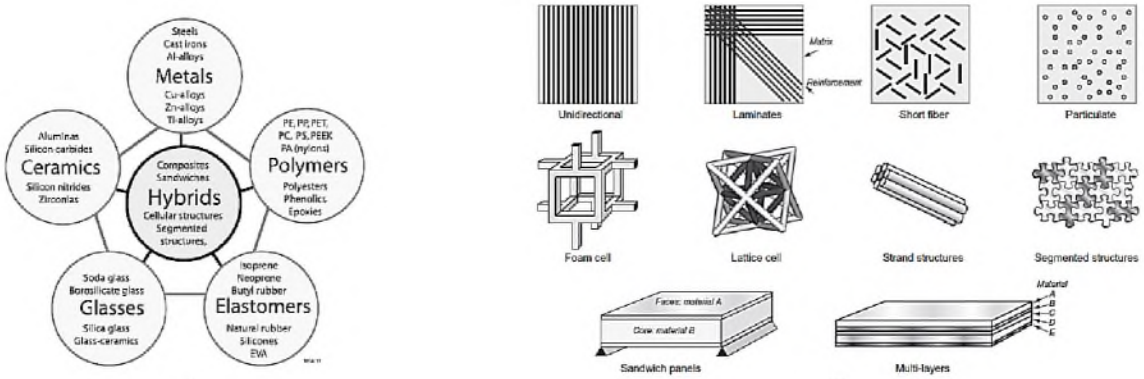
Serial introduction of ultrasound and current pulses at ambient temperature in $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ alloy leads to emergence of differently directed stress jumps (Fig.1b): up (from current) and down (from ultrasound), but at 200 °C (in steady austenite) all stress jumps are directed down (not shown). Divergence of jumps at ambient temperature testifies to various nature acoustic and electroplastic effects which demands thoughtful research. The nature of upward jumps arising only in the shape memory alloy is associated with the realization of reverse phase transformation when the temperature rises above As (the starting temperature of the inverse transformation M → A) from the introduction of ultrasound or current pulse.

СТРУКТУРНАЯ И ФАЗОВАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Жиляев А.П.[1,2]

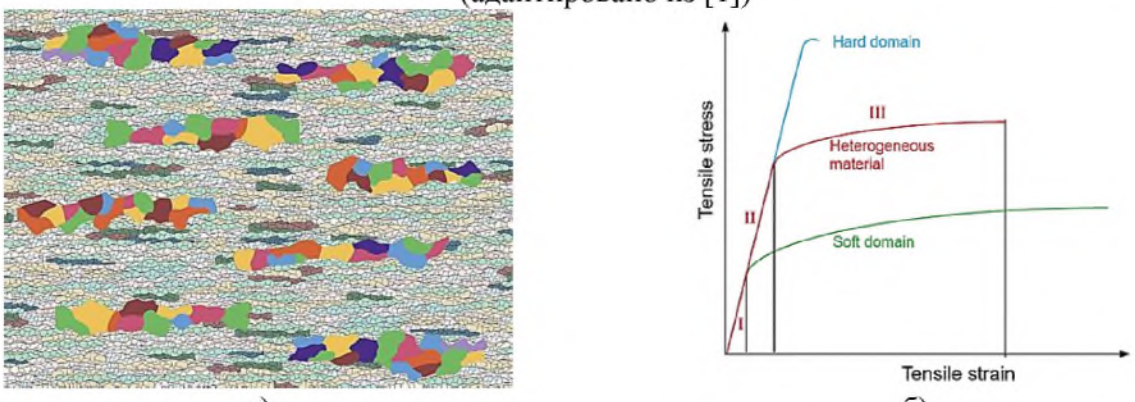
[1] *Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
alexz@anrb.ru

В недавней статье [1] Эшби высказал свою точку зрения на будущее материаловедения, предсказав развитие конструирования гибридных материалов, состоящих из металлических (металлы и сплавы) и неметаллических компонентов. Схематически это можно выразить - как показано на рис.1 [1]. Действительно композитные материалы, обладая достаточной прочностью и легкостью, находят все более широкое применение. Однако они, в отличие от металлических материалов, имеют существенный недостаток – недопустимо низкую ударную вязкость. Поэтому применение композитных материалов в ответственных изделиях аэрокосмической отрасли ограничено именно по данной причине. В то же время новые идеи в создании гибридных (неоднородных и др.) металлических материалах, состоящих из двух и более разнородных металлов нашли свое отражение в статье Жу [2]. Основная идея данной работы отражена на рис. 2. Бимодальная структура (рис. 2а), состоящая из мягкой (крупнокристаллическая фракция) и мягкой (УМЗ и / или НК структура) фаз, приводит к механическим свойствам с повышенной прочностью и умеренной пластичности (рис 2б).



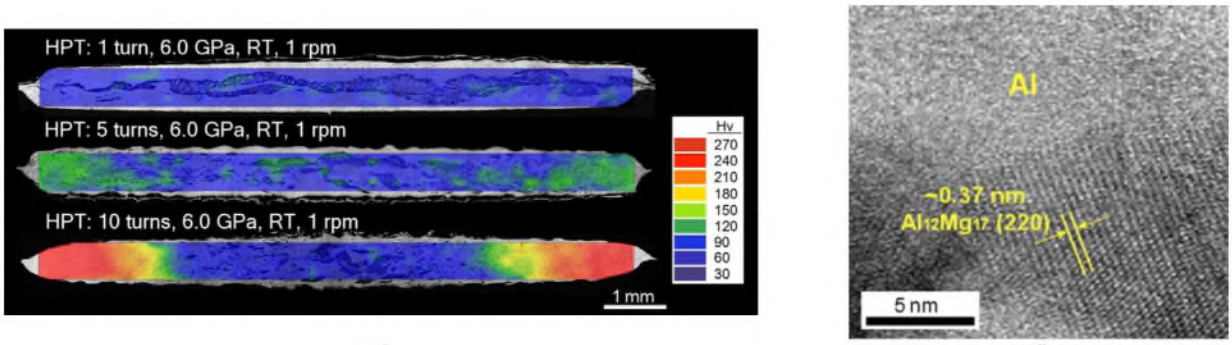
а) б)

Рис. 1. Гибридные материалы (а) и примеры разной архитектуры гибридных материалов (б) (адаптировано из [1])



а) б)

Рис. 2. Схематическая схема гибридной структуры (а) и виртуальные диаграммы таких структур (б) (адаптировано из [2]).



а) б)

Рис. 3. Распределние микротвердости в сэндвиче Al/Mg/Al как функции числа оборотов при КГД (а) и ВРЭМ таких структур (б) (адаптировано из [4]).

Материалы, полученные интенсивной пластической деформацией (ИПД), особенно кручением под высоким давлением (КГД) обладают неоднородной структурой, определяемой самой механикой деформационных процессов [3]. В частности, размер зерна уменьшается от центра КГД диска к его периферии, особенно для малых степеней деформации (т.е. для числа оборотов менее 5). Хотя металлические материалы проявляют самоорганизацию при увеличении степени накопленной деформации: менее наклепанные области упрочняются при дальнейшем увеличении деформации. И, например при КГД, после деформации на полное число оборотов 5 или более структура диска становится однородной в радиальном направлении, по крайней мере с точки зрения распределения микротвердости. При кручении под давлением разнородных материалов структура материала становится неоднородной и с точки зрения структуры, и с точки зрения фазового состава. Например, при КГД деформации сэндвича Al/Mg/Al [4] происходит не только измельчение структуры исходных компонентов системы (Al и Mg), но их перемешивание и фазовые превращения с образованием интерметаллидов системы Al-Mg (рис. 3).

В работе приводится анализ неоднородных процессов интенсивной пластической деформации и связанной с ними неоднородностью структур получаемых материалов. В частности, анализируется возможность использования ассиметричной прокатки [5] для получения градиентных материалов и условия, при которых материал может самоорганизовываться в однородную структуру при существенно неоднородном процессе деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (грант Правительства РФ 14.Z50.31.0043)

Литература

1. Ashby M. Designing architectured materials // Scripta Mater. (2013) V. 68. P. 4.\
2. Wu X., Zhu Y. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties // Mater. Res. Lett. 2017. V. 5. No 8. P. 527,
3. Валиев Р.З., Жиляев А.П., Лэнгдон Т. Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. Эко-Вектор: Санкт-Петербург, 2017, 480 с.
4. Ahn B., Zhilyaev A.P., Lee H.J., Kawasaki M., Langdon T.G. Rapid synthesis of an extra hard metal matrix nanocomposite at ambient temperature//Mater. Sci. Eng. A 2015. V. 635. P. 109.
5. Jiang J., Ding Yi, Zuo F., Shan A. Mechanical properties and microstructures of ultrafine-grained pure aluminum by asymmetric rolling // Scripta Mater. 2009. V. 60. P. 905.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ГРАФЕНОВЫЕ ПЛЕНКИ ДЛЯ ФОТОВОЛЬТАИКИ

Ибраев Н.Х., Селиверстова Е.В., Жумабеков А.Ж., Джанабекова Р.Х.

Институт молекулярной нанофотоники, Карагандинский государственный университет им. Е.А. Букетова, Караганда, Республика Казахстан
niazibrayev@mail.ru

Графен и его модифицированные производные являются новым классом углеродных наноматериалов с высокой удельной поверхностью и высокой подвижностью электронов и могут быть использованы в качестве электродов солнечных ячеек, сенсибилизированных красителями.

Высокая удельная проводимость и высокое отношение площади поверхности к объему являются наиболее выдающимися характеристиками слоистых наноструктур графена. Кроме того, графен обладает высокой подвижностью электронов и более высоким окислительным потенциалом, чем Pt, которая является традиционным материалом, используемым в сенсибилизированных красителем солнечных ячейках (DSSC). Благодаря многообразию существующих форм графена можно улучшить необходимые параметры электродов съема в солнечных ячейках.

В настоящей работе представлены результаты разработки технологии получения графеновых пленок для солнечных фотоэлементов методом Ленгмюра-Блоджетт (ЛБ). Проведено комплексное исследование зависимости структурных, оптических, электрофизических и фотовольтаических свойств от химического состава и условий приготовления синтезированных пленок. Показано, что использование технологии нанесения графеновых наноструктур на твердые подложки методом Ленгмюра-Блоджетт приводит к уменьшению количества используемого платинового катализатора для электродов солнечных устройств и позволяет избежать трудоемких и затратных процедур, связанных с получением графеновых структур на твердых подложках.

В качестве объектов исследования были использованы однослойный оксид графена (SLGO, Cheaptubes), восстановленный оксид графена (rGO, Cheaptubes) и допированный азотом оксид графена (NGO) (Sigma-Aldrich). Монослои производных графена формировались методом растекания из раствора в ленгмюровской ванне (KSV Nima). Были исследованы фазовые состояния монослоев производных графена на поверхности раздела вода-воздух. Для осаждения графеновых пленок были использованы стеклянные пластины, покрытые слоем FTO, на которые был нанесен 1 монослой SLGO или rGO, либо NGO, а также слоистые пленки Pt катализатор+оксиды графена на поверхности FTO. Платиновый катализатор наносили электрохимическим методом из этанольного раствора H_2PtCl_6 (Sigma Aldrcih). Подготовка, сборка и измерение параметров DSSC ячеек с графеновыми электродами проводилась по методике Гретцеля. Измерения электрофизических свойств проводились на импедансметре Z–500PRO (Elins, Россия) при облучении ячеек стандартным симулированным солнечным излучением (Air Mass (AM) 1.5).

При разработке технологии получения пленок однослойного оксида графена показано, что плотность упаковки частиц в монослоях убывает в ряду ДМФ–ацетон–ТГФ, хотя средний размер частиц в растворах отличается незначительно для ацетона и ТГФ. Структурная неоднородность поверхности пленок оксида графена является результатом одновременного влияния электростатических взаимодействий между частицами оксида графена, и ван–дер–ваальсовых сил. Для пленок оксида графена на твердых подложках спектр поглощения представляет собой широкую полосу в ультрафиолетовой и видимой области спектра с максимумом около 210 нм. В видимой области спектра пленки обладают высокой прозрачностью.

При изучении влияния давления переноса монослоя оксида графена на поверхность твердых подложек и структурные особенности ЛБ пленок было обнаружено, что пленка, полученная при низком поверхностном давлении, является более однородной по структуре, однако ее оптическая плотность на 30% меньше, чем у пленки, полученной при высоком давлении.

Также была разработана технология изготовления пленок по методу Ленгмюра–Блоджетт на основе оксида графена, допированного атомами азота. СЭМ-измерения показали, что NGO образует островковые пленки с площадью в единицы мм. При этом в структуре пленок, перенесенных при низких поверхностных давлениях, можно различить многослойные структуры, образованные наложением отдельных листов NGO. Синтезированные пленки NGO обладают высокой прозрачностью в видимой области спектра – от 80 до 90%, что делает их привлекательными для различных технологических приложений.

Изучены условия приготовления стабильных бездефектных пленок с помощью метода Ленгмюра-Блоджетт на основе восстановленного оксида графена (rGO). Показано, что при переносе монослоев на твердые подложки rGO образует равномерные островковые пленки с четко различимыми кластерами, плотность которых увеличивается с ростом поверхностного давления. Синтезированные пленки rGO обладают высокой прозрачностью в видимой области спектра – от 87 до 96%.

Результаты импедансометрии графеновых электродов показали, что наилучшими электротранспортными и проводящими свойствами обладает пленка восстановленного оксида графена, осажденная при давлении 10 мН/м. Для нее наблюдается минимальное значение сопротивления электронного транспорта и более короткое эффективное время жизни электрона, равное 0,01 сек. Зарегистрированное высокое сопротивление переносу носителей заряда в ЛБ пленках оксидов графена (~700 Ом) может быть связано с тем, что в ЛБ пленках отсутствует достаточно хороший контакт между отдельными частицами оксида графена на поверхности FTO, что было подтверждено данными СЭМ.

Полученные ЛБ пленки были использованы в качестве электродов съема в ячейках, сенсибилизованных органическими красителями (DSSC) ячейках. Показано (таблица 1), что использование композитных электродов Pt+оксид графена является более перспективным по сравнению с электродами съема на основе чистых производных оксида графена.

Таблица 1. Фотовольтаические параметры солнечных ячеек с различными электродами съема

Электрод съема	J_{sc}, мА/см^2	U_{oc}, В	FF	КПД, %
Pt+SLGO	13,61	0,262	0,400	3,72
Pt+RGO	13,72	0,404	0,753	3,94
Pt+NGO	13,70	0,505	0,484	2,44

Среди исследованных производных оксида графена фотокаталитическая активность композитных электродов убывает в ряду Pt – Pt+RGO – Pt+SLGO – Pt+NGO, что связано с низким коэффициентом рекомбинации и длительным временем жизни электронов в композитных электродах.

Таким образом, проведенные исследования показали, что для фотовольтаических ячеек более перспективным является использование пленок производных графена в сочетании с платиновым катализатором. ЛБ пленки оксидов графена, несмотря на преимущества в электротранспортных свойствах, обладают достаточно высоким сопротивлением, что отражается на количестве количества носителей заряда, инжектированных в полупроводниковый слой от молекул красителя, и в комплексном понижении эффективности солнечных ячеек.

СТРУКТУРНЫЕ РАЗНОВИДНОСТИ УГЛЕРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Беленков Е.А., Грешняков В.А., Белая Е.А.

Челябинский государственный университет, Челябинск
belenkov@csu.ru

Возможно существование аллотропных, полиморфных и политипных структурных разновидностей углерода, а также наноструктур [1,2]. Аллотропы отличаются координацией атомов в структуре [3-5]. У полиморфов координация одинакова, но отличаются углы между связями [3]. В структуре политипов различные порядок упаковки молекулярных слоев [6]. В данной работе выполнен теоретический анализ структуры политипных разновидностей углерода и их фазовых превращений. В результате теоретического анализа структуры политипов графита и алмаза была установлена возможность существования изомерных разновидностей политипов. Политипы с периодом повторяемости $N > 5$ имеют ряд изомерных разновидностей с одинаковым N, но различной гексагональностью. Образование различных полиморфных разновидностей, вероятно, возможно в результате взаимных фазовых превращений. При моделировании фазовых переходов политипов было принято допущение, что они могут происходить за счет сдвигов графеновых слоев в кристаллах графита или молекулярных слоев в кристаллах алмаза. Расчеты энергии активации сдвигов был выполнен методом атом-атомного потенциала для графита и методом теории функционала плотности для алмаза. Результаты расчетов энергии сдвига в графите приведены на рис. 1. Энергия, необходимая для сдвига графенового слоя в графитовом кристалле составляет 65 мкэВ/атом, а в алмазе соответствующая энергия равна 2.3 эВ/атом. Такие сдвиги слоев могут быть причиной фазовых превращений структуры любого некубического политипа в структуру любого другого политипа. Сдвиговые трансформации могут быть причиной формирования кристаллов со случайной упаковкой слоев [6,7].

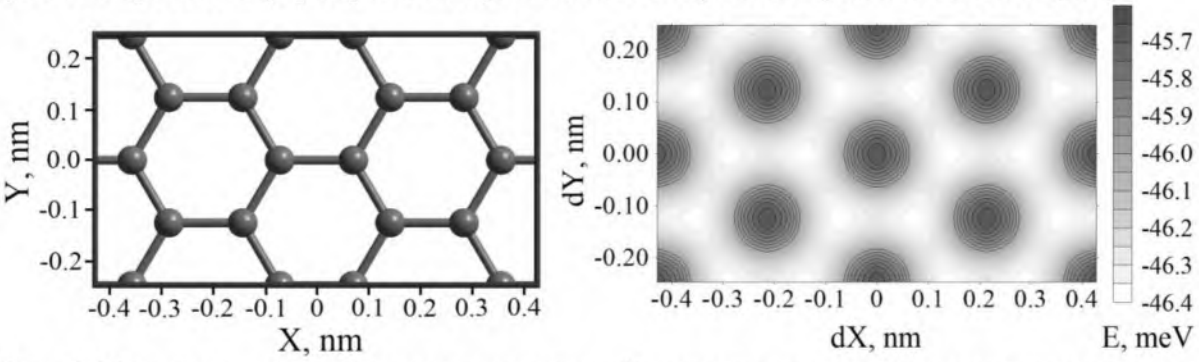


Рис. 1. Изменение энергии межслоевых связей в кристаллах графита при сдвигах слоев

Литература

1. Беленков Е.А., Грешняков В.А. Классификация структурных разновидностей углерода // ФТТ. 2013. Т. 55. № 8. С. 1640-1650.
2. Беленков Е.А., Грешняков В.А. Структура, свойства и возможные механизмы формирования алмазоподобных фаз // ФТТ. 2016. Т. 58. № 10. С. 2069-2078.
3. Лисовенко Д.С., Баимова Ю.А., Рысаева Л.Х., Городцов В.А., Дмитриев С.В. Равновесные структуры из углеродных алмазоподобных кластеров и их упругие свойства // ФТТ. 2017. Т. 59. № 4. 801-809.
4. Беленков Е.А., Коченгин А.Е. Структура и электронные свойства кристаллов, состоящих из графеновых слоев L_6, L_{4-8}, L_{3-12} и L_{4-6-12} // ФТТ. 2015. Т. 57. № 10. С. 2071-2078.
5. Беленков Е.А., Грешняков В.А. Структурные разновидности политипов // ФТТ. 2017. Т. 59. № 10. С. 1905-1913.
6. Грешняков В.А., Беленков Е.А. Исследование формирования лонсдейлита из графита // ЖЭТФ. 2017. Т. 151, № 2. С. 310-321.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКОЙ И СВАРКОЙ ДАВЛЕНИЕМ

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

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

Полые жесткие конструкции из титановых сплавов [1] широко востребованы для изготовления ответственных изделий авиакосмического назначения. В этой связи вопросы качества изделий имеют первостепенную важность и требуют постоянного совершенствования технологических методов сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ/СД).

Проведенные в ИПСМ РАН исследования позволили выявить принципиальное направление, обеспечивающее повышение качества и снижение затрат изготовления полых конструкций за счет снижения температуры и длительности технологического цикла СПФ/СД путем использования исходных ультрамелкозернистых (УМЗ) полуфабрикатов с реализацией эффекта низкотемпературной сверхпластичности (СП) [2].

Влияние окружающей среды является критичным при горячей обработке титановых сплавов из-за их высокой химической активности. Этот фактор системно проанализирован в работе [3] для условий традиционной и низкотемпературной СП на примере формовки полусфер из титанового сплава ВТ6. Выявлено снижение параметров рельефа поверхности (шероховатости) при использовании УМЗ структуры материала, что влияет на характеристики усталостной прочности. Последнее важно для изделий, имеющих замкнутые внутренние полости, труднодоступные для механической обработки, как например, в полой лопатке вентилятора авиационного двигателя.

Повышение конструкционной прочности достигается также в случае использования исходных слоистых полуфабрикатов, полученных сваркой давлением разноименных титановых сплавов в сверхпластичном состоянии [4,5]. Этот путь перспективен для изготовления изделий, работающих в условиях воздействия случайных ударных нагрузок, в частности, тех же полых лопаток вентилятора.

Таким образом, снижение температуры и длительности технологического процесса, использование защитной окружающей среды, применение слоистых полуфабрикатов из одноименных и различающихся химической композицией УМЗ титановых сплавов могут рассматриваться в качестве технологических вариантов совершенствования и применяться при изготовлении полых конструкций аэрокосмического применения.

Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Лутфуллин Р.Я., Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х., Руденко О.А. Низкотемпературная сверхпластичность и изготовление полых конструкций из титанового сплава ВТ6 // Письма о материалах. 2015. Т. 5. № 2. С. 185.
3. Сисанбаев А.В., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Влияние внутренних и внешних факторов на деформационный рельеф поверхности при сверхпластической формовке титанового сплава ВТ6 // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 12. С. 27.
4. Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Слоистый композит из титанового сплава ВТ6 // Перспективные материалы. 2009. № 7. С. 79.
5. Мухаметрахимов М.Х. Получение сварных соединений из разнородных титановых сплавов в условиях низкотемпературной сверхпластичности // Письма о материалах. 2017. Т. 7. № 2. С. 193.

РОЛЬ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ СЛОЕВ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Люшинский А.В.

АО «Раменское приборостроительное КБ», г. Раменское Московской обл.
nilsvarka@yandex.ru

Технология диффузионной сварки обеспечивает получение качественных соединений разнородных материалов, как металлических, так и неметаллических в различном сочетании. Такая возможность связана с тем, что при реализации данного метода твердофазного соединения возможно применение тонких промежуточных слоев, помещаемых между свариваемыми поверхностями. В качестве таковых применяют пластичные металлы (золото, серебро, никель, медь, алюминий и др.) в виде фольги, проволоки, порошков и пленок, наносимых на соединяемые поверхности гальваническим методом или вакуумным напылением толщиной от нескольких ангстрем до 0,1 мм. Дальнейшее увеличение толщины промежуточного слоя делает его одним из элементов конструкции.

Технологически обоснованное применение промежуточных слоев при диффузионной сварке значительно расширяет возможности этого способа и номенклатуру свариваемых материалов, являясь, порой единственным или предпочтительным вариантом получения надежных соединений, отвечающих требуемым физико-механическим свойствам при конструировании изделий на основе разнородных материалов.

Промежуточные слои могут выполнять две главные функции при формировании соединения диффузионной сваркой: - снижение и, в ряде случаев, устранение химической неоднородности и термодинамической нестабильности в зоне соединения металлургически несовместимых материалов; - исключить или значительно уменьшить термо-деформационное воздействие на свариваемые материалы. К первой группе относятся слои, предотвращающие непосредственное взаимодействие элементов соединяемых материалов, склонных к образованию в зоне взаимодействия интерметаллидов и хрупких фаз, а также снижающие напряжения в сварном шве из-за разницы в КЛТР свариваемых материалов. Вторая группа включает слои, «помогающие» снизить температуру и сварочное давление при сварке при одновременном обеспечении необходимых прочностных или иных свойств сварных соединений.

Накоплен определенный опыт применения в качестве промежуточного слоя ультрадисперсного порошка никеля, получаемого термическим разложением муравьинокислого или щавелевокислого никеля, и наносимого на свариваемые поверхности в виде пористой прокатанной ленты. Такие слои хорошо зарекомендовали при изготовлении магнитных систем (соединение постоянных магнитов с магнитопроводом и арматурой), бурового и специального инструмента (соединение твердых сплавов между собой и твердого сплава со сталями), деталей из жаропрочных сталей и др. Параметры промежуточного слоя: толщина 65 мкм, пористость 55%.

Качество сварного соединения, получаемого через порошковый промежуточный слой, определяется в равной степени процессами, происходящими при спекании этого слоя и сопровождающими его припекание к поверхности основного (компактного) материала.

В процессе спекания постоянно уменьшается общая поверхность частиц порошка и увеличивается поверхность их соприкосновения. Сокращение общей поверхности приводит к уменьшению поверхностной и общей свободной энергии системы. Иными словами, движущей силой процесса спекания дисперсных порошков является снижение термодинамического потенциала системы. При этом, чем больше их начальная поверхностная энергия, тем значительнее движущая сила процессов спекания порошков и их припекания к свариваемым поверхностям.

МИКРОСТРУКТУРА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЕКАНИЕМ

Корзникова Г.Ф.[1], Цибизова Т.Н.[2], Сергеев С. Н.[1], Смирнов В.В.[2], Павлинич С.П.[2], Гундеров Д.В.[2,3], Халикова Г. Р.[1], Мулюков Р.Р.[1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
3Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа
korznikova@anrb.ru

Селективное лазерное сплавление (СЛС) – один из перспективных методов современного аддитивного производства. Интерес к аддитивному производству связан с возможностью относительно быстро и недорого изготовить сложные трехмерные детали без промежуточных операций механической или деформационно-термической обработки. Метод СЛС заключается в использовании сканирующего лазерного луча для локального расплавления порошка и послойного наращивания детали для получения формы, заданной системой компьютерного проектирования, включая тонкостенные, ячеистые детали, градиентные структуры, а также многослойные композиты. К настоящему времени установлено, что комплекс эксплуатационных характеристик определяется сформировавшейся при СЛС микро- и макроструктурой, которая, в свою очередь, зависит от условий и режимов сплавления, а также качества исходного порошка. Зачастую неоднородность структуры, загрязнения и пористость не позволяют достичь ожидаемых свойств. Вместе с тем, метод СЛС уже успешно апробирован на широком ряде металлов, и сплавов. Поскольку сталь является наиболее востребованным материалом в различных отраслях промышленности – прежде всего в машиностроении – исследованиям структуры и свойств сталей, полученных аддитивными методами посвящено большое количество работ. Кроме того, аллотропия сплавов на основе железа в сочетании с большими градиентами температур, возникающими при всех способах аддитивного производства, открывает широкие возможности для создания уникальных микроструктур в сталях. В частности, в мартенситностареющих сталях при высоких скоростях охлаждения возможно присутствие остаточного аустенита, что может оказывать существенное влияние как на структуру, так и на физико-механические свойства стали. Следует отметить, что исследование сталей, полученных СЛС, имеет не только научное, но и практическое значение как для разработки новых способов производства уже существующих деталей, так и для производства новых продуктов.

В настоящей работе исследованы микроструктура, спектр границ зерен, фазовый состав и микротвердость образцов сплава мартенситной стареющей стали EOS PH1, полученной СЛС в оптимизированном разработчиком оборудования режиме, а также их изменение при отпуске стали. Показано, что после СЛС образцы имеют двухфазную структуру. Основной составляющей является мартенсит, а доля аустенита не превышает 10%. Средний размер зерен составляет 0,5 мкм, анализ спектра границ зерен, проведенный методом EBSD выявил преимущественно большеугловые границы. При отжиге стали происходит выделение из твердого раствора карбидных частиц, меняются фазовый состав и размер зерен. Это приводит к резкому увеличению твердости и микротвердости образцов. Таким образом, метод послойного лазерного спекания позволяет получить монолитные однородные образцы стали без текстуры и пористости с высокими прочностными характеристиками.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИСТИННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ Co-Ni-Nb СПЛАВА

Тусупжанов А.Е.[1,2], Ерболатулы Д.[1], Квеглис Л.И.[2]

[1]Восточно-Казахстанский государственный университет имени С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан
[2]Политехнический институт Сибирского Федерального университета, г. Красноярск
aidyn.tussupzhanov@mail.ru

В условиях структурной неустойчивости могут возникать наноструктурные образования, свойства которых определяют макроскопические свойства материала. В связи с этим, необходимы новые экспериментальные исследования, выявляющие и объясняющие общие закономерности, и природу структурно-фазовых превращений с последующим использованием их уникальных возможностей в технике и промышленности [1].

Для достижения хороших показателей пластичности и получения необходимой УМЗ структуры применяют различные методы обработки в том числе и деформацию, для создания условий при котором интенсивно развивается динамическая рекристаллизация [2].

Известно, что сплав Co-Ni-Nb обладает уникальными свойствами [3] и используется для изготовления токопроводящих пружин и деталей сложной формы [4]. Некоторые особенности изменения структурно фазового состояния и особенностей пластической деформации аустенитного дисперсионно твердеющего сплава Co-Ni-Nb были описаны в работах [5, 6].

В данной работе исследованы структурно-фазовые изменения в «зубьях» текучести на экспериментальной кривой истинных напряжений, который был разработан ранее [5]. В момент начала сверхпластической деформации при T=1143K после предварительной термомеханической обработки сплава - закалка от 1223K (10 мин) + прокатка на 90%, объемная доля вторичных фаз превышает 50%.

Установлено, что напряжение течения при сверхпластической деформации в оптимальном режиме сплава Co-Ni-Nb происходит скачкообразно. В сплаве Co-Ni-Nb сверхплатическая деформация происходит в интервале выделения вторичной фазы, которая стабилизирует структуру. Оптимальные сверхпластические характеристики спалава Co-Ni-Nb при достижении мелкого зерна специальной обработкой, наличием частиц вторичных фаз, стабилизирующих рост зерен матриц [6]. Важное значение имеет динамика процессов изменения структуры, например, протекание динамической рекристаллизации, выделение или растворение (частиц) фаз, миграция границ зерен, коагуляция частиц и др., которые интенсифицируют процесс сверхпластической деформации.

Установлен эффект аномального повышения истинных напряжений течения сплава в предразрушительном этапе деформации, наиболее выраженный при оптимальных режимах сверхпластичности.

Литература

1. Сандитов Д. С. Условие стеклования жидкостей и критерий плавления Линдемана в модели возбужденных атомов // ДАН. 2003. Т. 390. № 2. С. 209–213
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984. 276 с.
3. Borisov, A.K.; Goryushkina, N.M. Properties of current-conducting spring alloy 67KN5B in relation to degree of deformation and heat treatment. Met. Sci. Heat Treat. 1972, 14, 950-954.
4. Patent US 20110103075 A1
5. A. E. Tussupzhanov, D. Yerbolatuly, L.I. Kveglis, I.V. Nemcev Journal of SiberianFederalUniversity. Engineering & Technologies 2015 8. Issue 6. 802-810
6. A. Tussupzhanov, D. Yerbolatuly, L. Kveglis and A. Filarowski Metals 2018, 8(1), 19; doi:10.3390/met8010019

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СВЕРХСТРУКТУРЫ Fe_3Al

Глезер А.М.[1,2], Либман М.А.[2], Тимшин И.А.[1], Щетинин И.В.[1], Томчук А.А.[2]

[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва*
[2] *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва*
a.glezer@mail.ru

В настоящее время большое внимание исследователей привлекает способ существенного повышения физико-механических свойств металлических материалов путем использования больших пластических деформаций (SPD). Один из наиболее распространенных из них – кручение под высоким квазигидростатическим давлением (HPT) в камере Бриджмена. В литературе много внимания уделяется влиянию SPD на механические свойства многочисленных металлов и сплавов , но, к сожалению, имеется лишь незначительное число работ, посвященных влиянию SPD на магнитные свойства ферромагнитных сплавов.

В работе детально проанализирована природа возможного влияния SPD при использовании метода HPT на одну из фундаментальных характеристик ферромагнетика (удельную намагниченность насыщения) применительно к упорядочивающемуся по типу DO_3 сплаву Fe – 24 ат. % Al, который по своему составу близок к стехиометрическому A_3B. Одновременно со значением удельной намагниченности насыщения в работе было проанализировано влияние HPT на значение параметра кристаллической решетки ОЦК твердого раствора Fe-24 ат. % Al и на степень дальнего порядка по типу DO_3.

Сплав Fe-24 ат.% Al был выплавлен в вакуумной печи в виде стержней диаметром 10 мм. Далее из них были изготовлены диски толщиной 0,3 мм, которые были отожжены в атмосфере аргона при температуре 500^0C в течение 50 часов для формирования в сплаве равновесного состояния, соответствующего атомному упорядочению по типу DO_3. Далее дискообразные образцы были подвергнуты пластической деформации в камере Бриджмена при комнатной температуре на определенное число полных оборотов подвижной наковальни (¼, ½, 1, 2, 3, 4 и 6) под квазигидростатическим давлением 4 ГПа и при скорости вращения подвижного бойка 1 об/мин.

Проведенные эксперименты в камере Бриджмена позволили получить широкий спектр значений параметра атомного упорядочения. В частности удалось впервые получить сплав, близкий к стехиометрическому составу Fe_3Al, в полностью неупорядоченном состоянии. Соответственно это позволило нам при воздействии HPT получить предельно высокое значение параметра магнитного упорядочения и, следовательно, максимально возможное значение удельной намагниченности насыщения, которое заметно (на ≈ 11 %) превосходит исходное значение в сплаве Fe-24 ат.% Al в равновесном состоянии.

Экспериментально установлена отрицательная линейная корреляция между параметром дальнего порядка и удельной намагниченностью насыщения в изученном сплаве. Показано, что теория, основанная на рассмотрении деформации превращения при фазовом переходе «порядок – беспорядок», корректно описывает полученные экспериментальные результаты.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУР И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОФАЗНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Валитов В.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

На большом круге жаропрочных сплавов на основе никеля, существенно различающихся по химическому, фазовому составу и типу упрочняющей фазы, проведены систематические исследования, направленные на разработку режимов деформационно-термической обработки для получения в объемных и листовых полуфабрикатах ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) дуплексного типа, а также оценке сверхпластических (СП) характеристик исследованных материалов. Термическая стабильность УМЗ и НК структур является одним из важнейших факторов, обеспечивающих реализацию эффекта СП. Поэтому весьма важно изучить влияние температуры отжига и времени выдержки на микроструктурные изменения в никелевых сплавах с УМЗ и НК структурой. Эти данные позволяют во многом оценить температурную область проявления эффекта СП в гетерофазных сплавах на основе никеля.

В работе приведены результаты исследований влияния температуры и времени отжига на термическую стабильность УМЗ структуры микрометрического размера (5÷8мкм), которая была сформирована в никелевых сплавах с различным количеством упрочняющей γ′-фазы от 14 до 55% в процессе деформационно-термической обработки. Обнаружено, что с увеличением температуры отжига в γ +γ′-области средний размер зерен γ -фазы при одной и той же выдержке возрастает пропорционально уменьшению объемной доли γ′-фазы. Интересно отметить, что размер зерен γ -фазы может быть достаточно точно определен согласно известному выражению Зенера-Смита с использованием значений размера частиц γ′ -фазы и ее объемной доли. Показано, что с усложнением химического состава сплавов и увеличением содержания в них γ′-фазы наблюдается расширение в высокотемпературную область интервала стабильности УМЗ структуры типа микродуплекс пропорционально росту температуры полного растворения γ′-фазы ($t_{s\gamma'}$). В то же время следует отметить, что при температурах близких или превышающих $t_{s\gamma'}$, скорость роста зерен γ–фазы возрастает при переходе от низколегированных сплавов к высоколегированным. Это наглядно видно при сравнении сплавов ЭИ437 (14%γ′-фазы) и ЭП742 (35% γ′-фазы). Если в сплаве ЭИ437 при температуре 1000°С, значительно превышающей $t_{s\gamma'}$, и выдержке в течение 30 мин. размер зерен γ -фазы не превышает 15 мкм, то в сплаве ЭП742 при температуре 1100°С, равной $t_{s\gamma'}$, и при той же выдержке зерна γ -фазы укрупняются до размера 44 мкм.

По результатам механических испытаний было выявлено существенное влияние химического и фазового состава изученных сплавов на СП свойства, которые в значительной степени определяются термической стабильностью УМЗ структуры. Наибольшая пластичность в низколегированных сплавах ЭИ437 и ЭИ698 (25%γ′-фазы), имевших размеры γ и γ′- фаз соответственно d_{γ}=3 и 6 мкм, $d_{\gamma'}$= 0,5 и 2,2 мкм достигала значений 180 и 450% при скорости деформации $6{,}7\cdot10^{-4}$ $с^{-1}$ и температурах 900 и 950°С. Образцы из более легированных сплавов - ЭП742, ЭП962 (45%γ′-фазы) и ЭП975(55%γ′-фазы) не разрушались даже после удлинения на 500÷700%, произведенного со скоростью $1{,}33\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$ при температурах: 1050, 1075 и 1100°С соответственно. После деформации со скоростью $1{,}33\cdot10^{-2}$ $с^{-1}$ пластичность низколегированных сплавов не превышала 190%, а коэффициент m=0,2. При той же скорости деформации образцы из более легированных сплавов ЭП742 и ЭП962 разрушались только после растяжения на 400- 500%, коэффициент m для них был близок к 0,3.

Максимальные значения относительного удлинения (≥ 550%) и коэффициента m=0,5 при скорости деформации $1{,}33\cdot10^{-2}$ c^{-1} наблюдали в сплаве ЭП975. Следует отметить, что для этого сплава характерны высокие значения относительного удлинения δ≈200-250% и коэффициента скоростной чувствительности m=0,3÷0,35 даже при скоростях деформации $1\div1{,}33\cdot10^{-1}$. Последнее свидетельствует о том, что для данного сплава, в котором соотношение γ и γ′ -фаз в микродуплексной структуре практически равно 1:1, проявляются признаки высокоскоростной СП.

Исследована термическая стабильность никелевых сплавов с УМЗ структурой с размером зерен менее 1мкм и НК структурой. Следует отметить, что для получения УМЗ структуры с размером зерен менее 1мкм деформационно-термическая обработка никелевых сплавов должна проводиться при температурах равных, или близких к верхнему температурному порогу старения выбранного никелевого сплава. А для получения в никелевых сплавах НК структуры обработку необходимо вести при температурах, которые близки или соответствуют минимальной температуре старения. При этом следует отметить, что температурные интервалы термической стабильности УМЗ структуры с размером зерен менее 1мкм и НК структуры практически полностью соответствуют температурным интервалам деформационной обработки выбранного никелевого сплава, в которых они были сформированы. На примере никелевых сплавов Inconel 718 и его российском аналоге были получены различные структурные состояния от УМЗ размера (5÷0,5 мкм) до НК (80нм). Установлено, что термическая стабильность УМЗ материала с размером зерен 3÷ 5мкм наблюдается при нагреве не выше 925÷950°С. УМЗ структура с размером зерен 0,3- 0,8 μm стабильна при нагреве в интервале температур не выше 750÷800°С и выдержке в течение 1-2час., что является необходимым и достаточным условием для проявления низкотемпературной СП. Последняя характерна также для НК структурного состояния сплава Inconel 718 (80нм), которое стабильно при нагреве до температуры не выше 600÷650°С.

Важно отметить, что наиболее высокие характеристики термической стабильности демонстрируют дисперсно-упрочненные никелевые сплавы, которые дополнительно упрочняют за счет введения в сплав тугоплавких наноразмерных частиц иттриевой фазы. Например, в сплаве МА-754 (Ni-20%Cr+Y_2O_3) УМЗ структура с размером зерен менее 1мкм стабильна даже после нагрева до температуры 1100°С, что на 500°С выше, чем у однофазного сплава Х20Н80. Показано, что за счет дополнительного механического легирования тугоплавкими наноразмерными частицами фазы Y_2O_3 в сплаве ПДУ-1, достигается высокая термическая стабильность УМЗ структуры. Размер зерен не превышает 1мкм даже при высокой гомологической температуре $0{,}93T_{пл}$ (1250°С), превышающей на 40°С температуру полного растворения γ'-фазы. Благодаря этому становится возможным проявление как эффекта высокоскоростной, так и низкотемпературной СП. Интересно отметить, что в сплавах типа ЭП962, упрочняемых только выделениями γ'-фазы, УМЗ структура стабильна только до температуры 950°С, выше которой начинается интенсивное растворение γ'-фазы, играющей основную роль в стабилизации микроструктуры и проявления низкотемпературной СП. Аналогичные результаты были получены также на сплаве ЭП975, в котором в результате деформационной обработки была получена УМЗ структура с размером зерен γ-фазы менее 1мкм, что позволило реализовать эффект низкотемпературной СП при температуре 950°С. Следует отметить, что по сравнению со сплавами ЭП962 и ЭП975, в сплаве ПДУ-1 наблюдаются более низкие (в 2-7 раза) показатели низкотемпературной СП, что, по-видимому, обусловлено неблагоприятным влиянием частиц иттриевой фазы, которые затрудняют развитие зернограничного проскальзывания и приводят при растяжении к более интенсивному протеканию процессов порообразования, вызывающих преждевременное разрушение образцов.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-19-00685

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО КОБАЛЬТА

Альмухаметов Р.Ф.

Башкирский государственный университет, Уфа
AlmukhametovRF@rambler.ru

Кобальт является одним из основных компонентом сплавов, используемых в устройствах магнитной записи, широко применятся в качестве катализатора химических реакций, а также в качестве материала для термоэлектрических устройств. Из-за необычных физических свойств кобальт с ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структурой представляет большой научный и практический интерес. Установлено, что в НК кобальте может реализоваться как ГПУ, так и ГЦК структура. От соотношения этих фаз меняются физические свойства НК кобальта. Соотношение ГЦК и ГПУ фаз зависит метода получения НК кобальта, степени деформации, размеров кристаллитов и ряда других факторов. Однако имеющиеся в литературе результаты исследований часто носят противоречивый характер. Вопросы стабильности ГЦК и ГПУ фаз в НК кобальте изучены в литературе недостаточно и требуют более систематического исследования. В данной работе приведены результаты исследований структуры и фазовых превращений в НК кобальте, полученном интенсивной пластической деформацией (ИПД), при последующих отжигах.

Для получения НК структуры образцы пластически деформировали на наковальнях Бриджмена под давлением ~7 GPa при комнатной температуре поворотом бойка на 5 оборотов. Для получения образцов в разных структурных состояниях и для изучения структурных превращений пластически деформированные образцы отжигали при разных температурах в муфельной печи в потоке аргона. Для исследований использовали образцы в форме дисков с диаметром 10 мм и толщиной около 0,3 мм, полученные после пластической деформации. Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре ДРОН-7 на Со-излучении. Рентгенограммы снимали с плоской поверхности образца при комнатной температуре. Микроструктуру изучали на электронном микроскопе JEM – 2000EX.

Результаты исследований показали, что микроструктура образцов после пластической деформации достаточно однородная, границы между кристаллитами нечеткие, размытые. Средний размер кристаллитов определяется с трудом и составляет около 20-50 нм. После отжига при 300°С и 400°С в образцах наблюдается частичный возврат, границы зерен остаются размытыми. После отжига при 500°С завершается первичная рекристаллизация, размеры зерен составляют примерно 200-500 нм. По результатам электронно-микроскопических исследований трудно судить об изменении фазового состава образцов и размеров кристаллитов при отжиге. Поэтому нами были проведены исследования фазового состава образцов, размеров структурных фрагментов и их изменения в процессе отжига рентгеновским методом [1].

Нами установлено, что не отожженный НК кобальт при комнатной температуре, как и недеформированный крупнокристаллический кобальт, имеет ГПУ структуру. В литературе имеются противоречивые данные о стабильности ГПУ и ГЦК фаз НК кобальта. Наши результаты, таким образом, подтверждают, что в НК кобальте, полученным ИПД кручением, при комнатной температуре сохраняется ГПУ структура. НК образцы, отожженные при температурах до 450°С, сохраняют ГПУ структуру.

По литературным данным для крупнокристаллического кобальта температура ГПУ-ГЦК фазового перехода лежит в интервале от 387°С до 440°С. Согласно точке зрения ряда авторов с уменьшением размеров кристаллитов температура ГПУ-ГЦК фазового перехода кобальта должна снижаться. Результаты наших исследований не выявили заметного снижения температуры ГЦК-ГПУ фазового перехода при уменьшении размеров кристаллитов кобальта до ~20 нм.

Далее, образцы, отожженные при 500°С, в основном состоят из высокотемпературной ГЦК фазы. Образцы, отожженные при температурах от 600°С до 900°С, состоят из смеси низкотемпературной ГПУ фазы и высокотемпературной ГЦК фазы.

Таким образом, согласно результатам наших исследований высокотемпературная ГЦК фаза кобальта сохраняется после охлаждения до комнатной температуры. Мы полагаем, что НК структура кобальта препятствует переходу высокотемпературной ГЦК фазы в низкотемпературную ГПУ фазу при охлаждении. В литературе эта задержка фазового перехода не нашла достаточного изучения.

Мы полагаем, что задержка фазового перехода может быть обусловлена малыми размерами кристаллитов, искажениями и напряженным состоянием кристаллической решетки. Так как искаженными областями являются границы зерен и поверхности кристаллитов, относительный вклад этих областей в упругую энергию растет с уменьшением размеров кристаллитов. Поэтому для ГЦК-ГПУ перехода должен существовать некоторый критический размер. Существование критического размера кристаллитов, ниже которого блокируется мартенситное превращение, обсуждалось также ранее в литературе.

Для подтверждения наших предположений о стабильности ГПУ и ГЦК фаз НК кобальта нами были проведены исследования зависимости отношения параметров c/a от температуры отжига. Для не отожженного НК кобальта отношение c/a=1.621, что заметно меньше значения этого параметра для крупнокристаллического недеформированного кобальта $(c/a)_{КК}$=1.632 и теоретического значения этого параметра $(c/a)_{Т}$=1.633, соответствующего наиболее стабильному состоянию ГПУ структуры. Следовательно, ГПУ фаза НК кобальта, полученного ИПД кручением, менее стабильна, чем ГПУ-фаза крупнокристаллического недеформированного кобальта. С повышением температуры отжига отношение параметров c/a для НК кобальта растет до c/a=1.6233. Это свидетельствует о росте стабильности ГПУ-фазы НК кобальта с повышением температуры отжига.

Для подтверждения наших предположений о существовании критического размера для ГЦК-ГПУ фазового перехода нами проводились исследования размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) и микроискажений в зависимости от температуры отжига. Размеры ОКР и микроискажения были определены методом аппроксимаций по уширению дифракционных линий. Нами установлено, что размеры ОКР, определенные по формуле Шеррера и из кривых Вильямсона-Холла, близки. Размеры ОКР до температуры отжига Т~300°С меняются незначительно в интервале от ~250 Å до ~500 Å. Эти результаты хорошо согласуются с электронно-микроскопическими данными. При температурах отжига выше 450°С наблюдается скачкообразный рост размеров ОКР. Таким образом, полученные результаты подтверждают наши предположения о том, что задержка ГЦК-ГПУ фазового перехода пластически деформированного кобальта при охлаждении связана с малостью размеров ОКР. При температурах отжига выше 500°С некоторые кристаллиты ГЦК фазы вырастают до критического размера и переходят при охлаждении в ГПУ фазу. Согласно нашим результатам критический размер ГЦК-ГПУ перехода составляет примерно $R_{кр}$~1000 Å.

Микродеформации кристаллической решетки ε НК кобальта с повышением температуры отжига уменьшаются. При температуре отжига Т~400 °С ε падают на один порядок и принимают постоянное значение, равное $\varepsilon \sim 2\times10^{-4}$. Эта температура близка температуре резкого увеличения размеров ОКР. Это дает возможность предположить, что причинами задержки ГЦК-ГПУ фазового перехода в пластически деформированном кобальте являются малые размеры кристаллитов и напряженное состояние кристаллической решетки.

1. Альмухаметов Р.Ф., Габдрахманова Л.А. Исследование структурных превращений в пластически деформированном кобальте // ФТТ. - 2013. - Т. 55. - № 1. - С. 7-9.
2. Cardellinia, F. Thermal and structural study of the hcp to fcc transformation in cobalt / F. Cardellinia, G. Mazzonea // Phil. Mag. A. - 1993. - V. 67. - № 6. - P. 1289-1300.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА НАНОКРИСТАЛЛЫ С НЕРАВНОВЕСНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН: РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРЕН

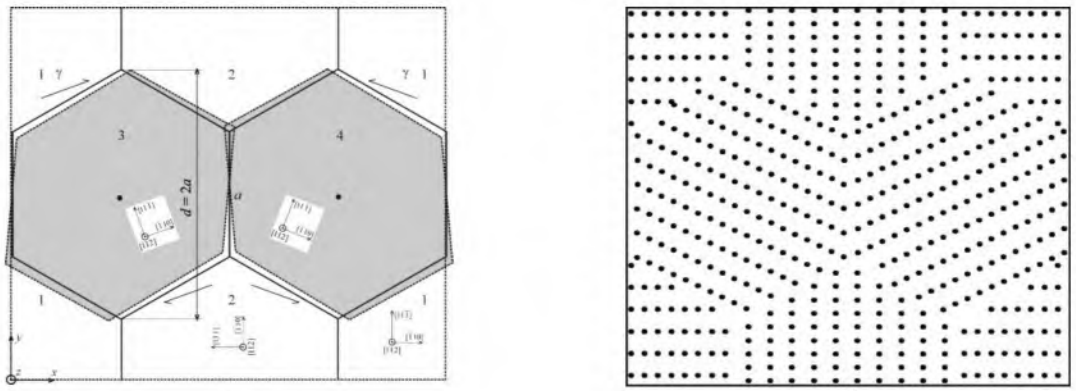
Назаров А.А.

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

Взаимодействие границ зерен (ГЗ) с решеточными дислокациями приводит к образованию внесенных зернограничных дислокаций (ВЗГД) и специфической, неравновесной структуры ГЗ. Неравновесные ГЗ создают дальнодействующие напряжения и имеют избыточную энергию по сравнению с равновесными ГЗ с теми же геометрическими параметрами. Такие ГЗ типичны для объемных наноструктурных материалов, полученных интенсивной пластической деформацией, и в значительной степени определяют их свойства. Для лучшего понимания роли неравновесных ГЗ в свойствах материалов, их поведения при внешних воздействиях, как, например, отжиг или ультразвуковая обработка, необходимо знать их атомную структуру.

Ранее нами был предложен оригинальный метод построения атомных моделей для моделирования нанокристаллов с неравновесными ГЗ и исследованы структура, энергия и поведение при воздействии периодических напряжений сжатия-растяжения колончатого нанокристалла никеля с размером зерен d = 15 нм и осью наклона ГЗ [112].

В настоящей работе с использованием указанного метода построения исходных структур построены нанокристаллы с различным размером зерен и исследована роль последнего в релаксации неравновесной структуры под воздействием осциллирующих напряжений. Схема метода построения, расчетной ячейки и пример получаемых исходных структур изображены на Рис. 1 а,б.



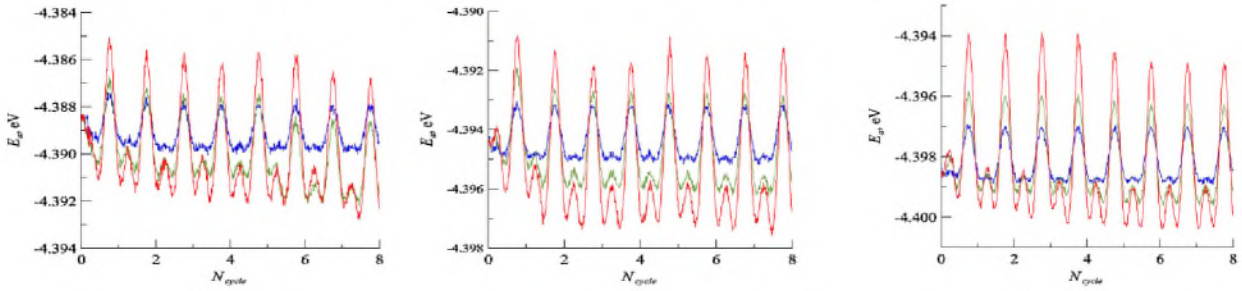
а б

Рис. 1. Схема метода построения расчетной ячейки г.ц.к. нанокристалла с осью колонны [112] с неравновесными ГЗ (а) и исходная структура нанокристалла с размером зерен d = 5 nm и деформацией сдвига γ = 0.15 зерен 3 и 4 (б)

Для моделирования построены нанокристаллы с размером зерен d = 10, 15 и 20 нм, неравновесная структура ГЗ в которых получена путем сдвиговой деформации зерен 3 и 4 на величину γ = 0.10. Моделирование проводилось с использованием потенциала метода погруженного атома для никеля с помощью программы LAMMPS, структурный анализ и визуализация проводились с помощью программы OVITO. Для моделирования воздействия циклических напряжений на расчетную ячейку прикладывалось напряжение вдоль оси y, изменяющееся по закону $p = p_0 \sin 2\pi k / 40$ ($k = 1,2,...40$), для каждого значения k осуществлялись 2000 шагов молекулярно-динамической релаксации при температуре 300 К с

шагом 2 фс, что позволило смоделировать воздействие осциллирующих напряжений p с периодом 160 пс. Амплитуда колебаний равнялась p_0 = 2, 3 и 4 ГПа. В процессе циклической деформации регистрировались изменения структуры (испускание дислокаций границами зерен) и средней потенциальной энергии атомов.

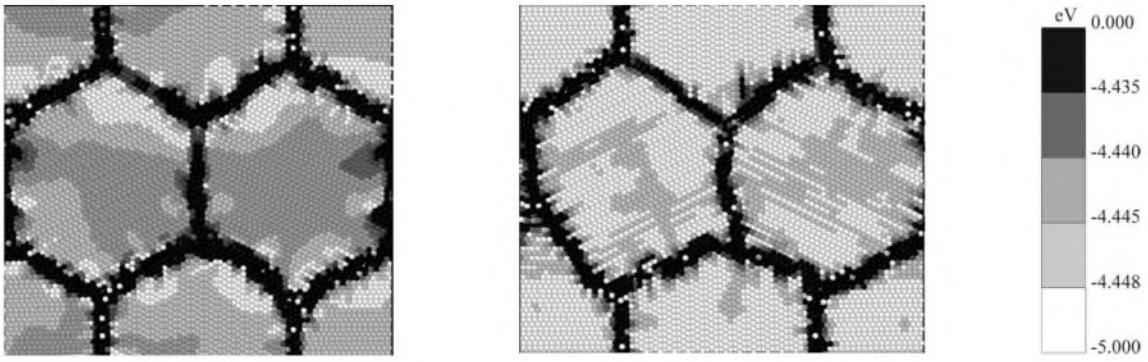
На Рис. 2 а-в изображены изменения средней потенциальной энергии атомов для всех исследованных случаев. Видно, что при амплитуде напряжений 2 ГПа снижение потенциальной энергии с количеством циклов не наблюдается. Это соответствует отсутствию в нанокристалле дислокационной активности. При амплитуде 3 ГПа появляется, а при амплитуде 4 ГПа усиливается испускание дислокаций границами, и соответственно потенциальная энергия убывает со временем (зеленые и красные кривые).



а б в

Рис. 2. Зависимости средней потенциальной энергии атомов в нанокристаллах с размерами зерен d = 10 (а), 15 (б) and 20 (в) nm от числа циклов деформации; p_0 = 2,3,4 ГПа (синяя, зеленая и красная кривые, соответственно)

То, что средняя потенциальная энергия E_a убывает за счет релаксации дальнодействующих напряжений, создаваемых ВЗГД, демонстрируется рисунком 3, на котором приведены карты атомных энергий нанокристалла с размером зерен 10 нм до циклической деформации и после деформации с амплитудой 4 ГПа в течение 10 циклов. Видно, что после деформации дальнодействующие напряжения в зернах существенно релаксировали. Это связано с тем, что испускание дислокаций границами при симметрично осциллирующих напряжениях носит однонаправленный характер и всегда приводит к компенсации существующей системы ВЗГД.



а б в

Рис. 3. Карты атомных энергий нанокристалла с размером зерен d = 10 nm в состоянии с неравновесными ГЗ (а) и после десяти циклов деформации с амплитудой 4 ГПа (б) и шкала атомных энергий (в)

Анализ рисунка 2 показывает, что при всех трех размерах зерен релаксация энергии происходит примерно при одной и той же амплитуде напряжений около 3 ГПа. Это означает, что нижний порог амплитуды напряжений для испускания дислокаций границами не зависит от размера зерен, а, скорее, определяется локальной атомной структурой ГЗ.

Работа была поддержана Российским научным фондом (грант № 16-19-10126).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ РАЗЛИЧНЫХ СОСТАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИПД

Гундеров Д.В.[1,2], Болтынюк Е.В.[3], Убыйвовк Е.В.[3], Лукьянов А.В.[2,3], Ситдиков В.Д.[2], Чуракова А.А.[1,2], Абросимова Г.Е.[4], Кильмаметов А.Р.[5]

[1]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа
[2]Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, г. Уфа
[3]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург
[4]Институт физики твердого тела Российской академии наук, г. Черноголовка
[5]Institute of Nanotechnology, Karlsruhe Institute of Technology, Karlsruhe, Germany
dimagun@mail.ru

В настоящей работе исследовались аморфные быстрозакаленные сплавы (БЗС) $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Zr_{50}Cu_{50}$ и $Zr_{62}Cu_{22}Al_{10}Fe_5Dy_1$ в виде лент, полученных по технологии быстрой закалки расплава со скоростью охлаждения 10^6 К/с, а также аморфный сплав аналогичного состава $Zr_{62}Cu_{22}Al_{10}Fe_5Dy_1$ в виде объёмных заготовок (диаметром 5 мм, длиной 50 мм, скорость охлаждения расплава 10^2 К/с). Образцы подвергались интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК).

Из образцов, подвергнутых ИПДК, были вырезаны ламели поперёк плоскости сдвига. ПЭМ исследования показали, что во всех сплавах происходит формирование высокой плотности полос сдвига, в которых наблюдается нанокристаллизация. Размер и количество формирующихся при ИПД нанокристаллов зависит от состава сплавов. В БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ наряду с нанокристаллизацией ПЭМ исследования фиксируют формирование специфической аморфной кластерной структуры с размером кластеров 20 - 40 нм (в зависимости от режимов ИПДК) [1]. В быстрозакалённых лентах и объёмных $Zr_{62}Cu_{22}Al_{10}Fe_5Dy_1$ сплавах формирование явной кластерной структуры после воздействия ИПДК не обнаружено [2]. РСА показали, что ИПДК приводит к увеличению полуширины аморфного гало и сдвигу его центра тяжести в сторону меньших углов, что свидетельствует об увеличении радиуса первой координационной сферы и о росте свободного объема. Прямые измерения плотности, с использованием новой методики для малых образцов весом в несколько миллиграмм, также показали уменьшение плотности аморфных материалов после ИПДК [2], что непосредственно свидетельствует о росте свободного объема. Данные ДСК показывали снижение температуры кристаллизации и рост энтальпии кристаллизации в результате ИПДК аморфных сплавов на основе Zr, что является следствием роста неравновесности аморфной фазы. В то же время энтальпия релаксации БЗС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ несколько уменьшается, что свидетельствует о развитии релаксационных процессов при ИПДК.

Работа выполнена при поддержке гранта Санкт-Петербургского государственного университета No.6.65.43.2017 и проекта РФФИ 17-08-00974.

Литература

1. D.V. Gunderov, E.V. Boltynjuk, E.V. Ubyivovk, A.V. Lukyanov, A.A. Churakova, A.R. Kilmametov and R.Z. Valiev Cluster Structure in Amorphous Ti-Ni-Cu Alloys Subjected to high-pressure torsion deformation // Journalof Alloys and Compounds 749 (2018) P 612-619
2. E.V. Boltynjuk, D.V. Gunderov, E.V. Ubyivovk M.A. Monclús, L.W. Yang, J.M. Molina-Aldareguia, A.I. Tyurin, A.R. Kilmametov, A.A. Churakova A.Yu. Churyumov, R.Z. Valiev Enhanced strain rate sensitivity of Zr-based bulk metallic glasses subjected to high pressure torsion Journal of Alloys and Compounds 747 (2018) P 595- 602

ОРИЕНТАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ ЗЕРЕН, ЗАХВАЧЕННЫХ АНОМАЛЬНО КРУПНЫМИ ЗЕРНАМИ В КЕРАМИКЕ Y123

Имаев М.Ф. [1,2], Кабирова Д.Б. [1]

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

Ранее при исследовании аномального роста зерен в ВТСП керамике $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123) было обнаружено, что аномально крупные зерна при своем росте захватывают не только поры, но и зерна мелкозернистой матрицы [1]. Целью данной работы было исследовать ориентационные параметры зерен, захваченных аномальными зернами. Мелкозернистый порошок с добавлением 4 об.% крупных зерен Y123 компактировали при комнатной температуре и спекали при T=950°C, 10ч. Для фиксирования тетрагональной фазы образец закалили в жидкий азот. При спекании крупные зерна служили затравками, на которых развивался аномальный рост зерен. Микроструктуру и разориентировки зерен исследовали методом EBSD. Были обнаружены 75 захваченных зерен. При анализе результатов использовали таблицы специальных разориентировок для тетрагональной модификации решетки Y123 [2]. Отклонение от специальной разориентировки рассчитывали по критерию Брэндона $\Delta\theta=15\Sigma^{-1/2}$.

Были обнаружены захваченные одиночные зерна, двойки, а также группы зерен (рис. 1). Границы зерен по периметру обнаруженной захваченной группы зерен (рис. 1) имеют специальные разориентировки (Σ=3, 11) по отношению к аномальному зерну. Границы зерен внутри группы не соответствуют табличным значениям Σ [2]. Захваченные зерна в пределах критерия Брэндона являются специальными с Σ=3, 9, 11, 17, 23, 25, 29, 31, 33, 35, 37, 41, 43, 45, 47. Наиболее часто встречаются разориентировки с Σ=3 и 43e (рис. 2).

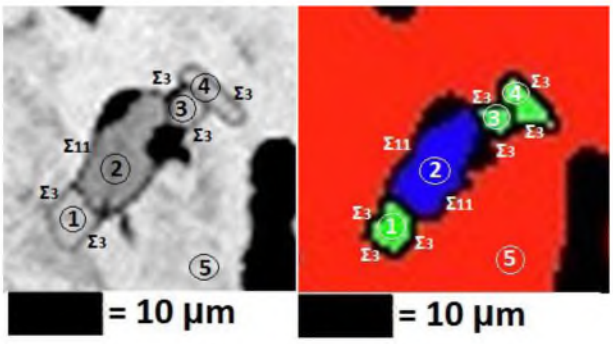


Рис. 1. Зерна 1-4 составляют группу захваченных зерен; 5 – аномально крупное зерно.

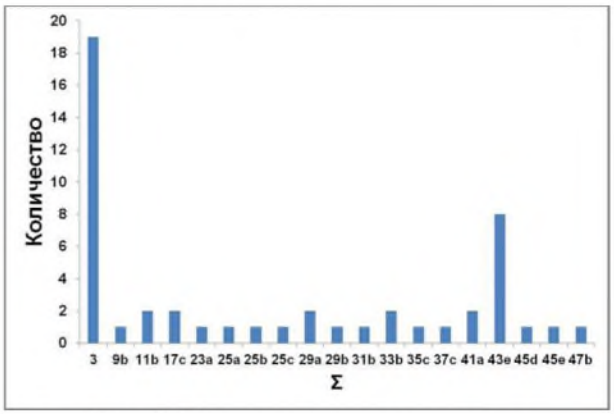


Рис. 2. Количество специальных разориентировок захваченных зерен.

Литература

1. M. F. Imayev, D. B. Kabirova, R. R. Yakshibayeva, Microstructure of superconducting ceramics $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ sintered with addition of seed grains // Letters on Materials. 2017. Vol. 7 (4). P. 416.
2. Gertsman V. Y. Coincidence site lattice misorientations of crystals in orthorhombic systems, with application to $YBa_2Cu_3O_7$ // Scripta Metallurgica et Materialia. 1992. Vol. 27. P. 291.

ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ, СОДЕРЖАЩЕЙ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ВАКАНСИИ, ЛЕГИРУЮЩИЕ АТОМЫ И ДИСЛОКАЦИИ

Чембарисова Р.Г.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
chroza@yandex.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) позволяет вводить в структуру металлического материала различные дефекты кристаллической решетки, которые повышают его прочностные характеристики. Однако востребованными являются материалы, в которых механическая прочность сочетается с иными их свойствами. В частности, востребованными являются материалы, обладающие высокой прочностью и достаточной электропроводностью. Введение в структуру материала дислокаций упрочняет его. В то же время дислокации оказывают влияние на электропроводимость металла. Расчет вклада в удельное сопротивление дислокаций, выполненный в работе [1], устанавливает его связь с плотностью дислокаций и размером области взаимодействия электрона с дислокацией. Проведенные оценки по полученной аналитической зависимости показали соответствие с известными экспериментальными данными по порядку величины. Для возможности анализа влияния структурных дефектов на физические свойства и прогноза их изменения в зависимости от факторов, к которым они являются чувствительными, необходимы соответствующие аналитические зависимости между характеризующими их величинами. Целью представленной работы явилось вычисление усредненной вероятности рассеяния в единицу времени электрона на вакансиях, примесных атомах и дислокациях. Вклад дефектов кристаллической решетки в удельное сопротивление металлов зависит от вероятности P рассеяния электрона на них в единицу времени. Если вероятность P рассеяния электрона с волновым числом k известна, то время релаксации (время, определяемое длиной свободного пробега электрона) $\tau_k \sim 1/P$. Сравнение полученных результатов с экспериментальными значениями позволяет получить уточненные данные о размерах областей взаимодействия электрона с рассматриваемыми несовершенствами кристаллической решетки.

С использованием теории возмущений и приближения Томаса-Ферми было получено выражение для вычисления усредненной по всем направлениям вектора $\bar{k}$ вероятности рассеяния электрона в единицу времени $\langle P_N \rangle$ в образце с $N=C_{vV}V=C_{va}n_a$ вакансиями, где n_a – объемная плотность атомов, $V=L^3$ – объем образца, C_{vV} и C_{va} – объемная и атомная концентрации вакансий соответственно:

$$\langle P_N \rangle = \frac{1}{\tau_k} = \frac{k^3 \hbar l^4 C_{vV}}{9m^* \pi} \left[1 - \frac{\sin 2kl}{2kl} \right]. \qquad (1)$$

При этом было принято во внимание, что рассеиваются лишь электроны в окрестности энергии Ферми. Рассеивающий потенциал имел вид $U=(2/3)E_F$ [1], где E_F – энергия Ферми. Приращение удельного сопротивления оказалось равным

$$\rho_v = \frac{m^*}{n_e e^2} \frac{1}{\tau_k} = \frac{k^3 \hbar l^4 n_a C_{va}}{9e^2 \pi n_e} \left[1 - \frac{\sin 2kl}{2kl} \right], \qquad (2)$$

где n_e – объемная плотность электронов, m^* - эффективная масса. Согласно формуле (2) для меди $\rho_v \approx 1.0 C_{va}$ мкОм·м, или 1.0 мкОм·см/at.%, если принять объем области взаимодействия равным $l^3=a^3/4$, где a – параметр решетки. Известны значения удельного сопротивления, полученные рядом авторов для меди, равные 1.64, 1.70 и 1.73 мкОм·см/at.% [2]. Полученная по формуле (2) оценка ниже известных теоретических оценок. Результат, представленный в данной работе с использованием потенциала U [1], зависит от размера области взаимодействия l и соответствует известным данным по порядку величины. При

l=1.06b прирост удельного сопротивления составит $\rho_\upsilon \approx 1.73$ мкОм·см/at.%. Концентрация деформационных вакансий в процессе ИПД может достигать значений $C_{\upsilon a}=10^{-5}$, величина ρ_υ соответственно - $1.73\cdot10^{-3}$ мкОм·см. В то же время удельное сопротивления чистой меди при комнатной температуре равно $\rho_0 \approx 1.724$ мкОм·см [3]. Таким образом, вклад вакансий в электропроводимость весьма незначителен. Их влияние на прочность и пластичность металла невелико и им можно пренебречь.

Удельное сопротивление, обусловленное рассеянием электронов на легирующих атомах, было вычислено по формуле (2) с использованием атомной концентрации атомов C_{aa}. При l=1.35b и $C_{aa}=6.1\cdot10^{-3}$ значение $\rho_a \approx 3.14$ мкОм·см (ρ_a=5.15 мкОм·см/at.%). Зависимость упрочнения от величины C_{aa} практически не отличается от линейной. В случае сплава Cu-0.5wt.%Cr вкладом твердорастворного упрочнения можно пренебречь.

Для вычисления усредненной вероятности рассеяния электрона в единицу времени на дислокациях и соответствующего ей удельного сопротивления, был использован метод, описанный выше, для вычисления такового для вакансий. Предполагалось, что рассеяние электронов происходит на ядре дислокации. Область взаимодействия представлялся в виде прямоугольного параллелепипеда, объем которого равен Ll^2. Полученная в результате формула приводит к значению удельного сопротивления на единицу плотности дислокаций в меди $\rho_{disl.}/\rho_{tot}=5.24\cdot10^{-26}$ Ом·м^3 при размерах области взаимодействия $l = a/\sqrt[3]{4}$ [1]. Результат, согласующийся с экспериментальными данными [4] $\rho_{disl.}/\rho_{tot}=1.7\cdot10^{-25}$ Ом·м^3, может быть получен при размерах области рассеяния равных $l\approx1.55b$. Дислокационное упрочнение описывается известной зависимостью $\sigma_{disl.} = M\alpha Gb\sqrt{\rho_{tot}}$, где α - коэффициент, α=0.37. M – фактор Тейлора, M=3.06. Модуль сдвига G=42.1 GPa. В указанном состоянии сплава Cu-0.5wt.%Cr его значение равно $\sigma_{disl}\approx352$ МПа.

Удельная электропроводимость сплава Cu-0.5wt.%Cr, подвергнутого 4 проходам равноканального углового прессования, равна 35% IACS ($\rho=4.93\cdot10^{-8}$ Ом·м) [5]. Характерное значение плотности дислокаций составляет $\rho_{tot}=8.33\cdot10^{14}$ м$^{-2}$, вклад которых в удельное сопротивление сплава равен $\rho_{disl.}=1.42\cdot10^{-10}$ Ом·м. С учетом вклада вакансий ($C_{\upsilon a}=10^{-5}$) и удельного сопротивления чистой меди можно определить удельное сопротивление, обусловленное легирующими атомами хрома: $\rho_a=\rho-\rho_0-\rho_\upsilon-\rho_{disl.}=3.19\cdot10^{-8}$ Ом·м, которому соответствуют размеры области взаимодействия электронов с атомами, равные $l\approx1.354b$.

Результаты, полученные по представленным в работе формулам, согласуются с экспериментальными данными по порядку величины. По известным значениям удельного сопротивления были уточнены размеры области взаимодействия электронов с дефектами кристаллической решетки. Как следует из проведенных расчетов, удельное сопротивление металлов существенно повышают растворенные в матрице примесные атомы. Наличие вакансий и дислокаций не оказывает заметного влияния на электропроводимость материала. В то же время дислокации упрочняют материал.

Литература

1. Harrison W.A. Resistivity due to dislocations in copper // J. Phys. Chem. Solids. 1958. V. 5. P. 44.
2. Лухвич А.А. Влияние дефектов на электрические свойства металлов. Минск: Наука и техника, 1976, 103 с.
3. Осинцев О.Е. Медь и медные сплавы. Москва: Машиностроение, 2004, 336 с.
4. Karolik A.S, Luhvich A.A. Calculation of electrical resistivity produced by dislocations and grain boundaries in metals // J. Phys.: Condens. Matter. 1994. V. 6. P. 873.
5. Wei K.X., Wei W., Wang F., Du Q.B., Alexandrov I.V., Hu J. Microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of industrial Cu–0.5% Cr alloy processed by severe plastic deformation // Materials Science and Engineering A. 2011. 528 (3). P. 1478.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ГИБРИДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Алексеев С.А.[1], Дмитриев А.А.[2], Дмитриев А.С.[2], Михайлова И.А.[2]

[1] *Graphene Star, London, UK*
[2] *Национальный исследовательский университет «МЭИ»,Россия, Москва*
asdmitriev@mail.ru

В последние годы проявился большой интерес к разработке и созданию новых функциональных энергетических материалов, в том числе для повышения энергоэффективности энергетического оборудования. В работе рассматривается технология получения нового нанокомпозита на основе мезоскопических микросфер, полимеров и графеновых хлопьев и описаны некоторые свойства нового функционального материала.

За последнее десятилетие исследование графена вызвало все больший интерес у исследователей в области физики, материаловедения, энергетики и т. д., поскольку графен обладает особыми характеристиками, такими как исключительная теплопроводность, достигающая 5000 Вт/м·К и превосходные механические свойства с большим значением модуля Юнга, превышающим 1,0 ТПа [1,2]. Графеновые нанокомпозиты, внутри которых графеновые хлопья диспергированы в матрице (полимер, керамика или металл), нашли множество применений (энергетика, электроника и оптоэлектроника), где требуется небольшой вес с хорошими механическими и тепловыми характеристиками [3].

В данной работе гибридные нанокомпозиты были изготовлены из металлических микросфер, полимера (эпоксидной смолы) и графеновых хлопьев. Графеновые хлопья были произведены по технологии мощного ультразвукового отслоения (exfoliation) плоскостей чистого графита вдоль плоскостей скольжения (без отрыва плоскостей графита) в чистой дистиллированной воде, без использования поверхностно-активных веществ. В результате были получены графеновые хлопья (graphene nano flakes, GNF) размером 10-20 мкм с 3-5 слоями графена (многослойный графен, FLG) толщиной 3-3,5 нм. Рамановская спектроскопия показала, что графеновые хлопья неоксидированы, т.е. не являются GO.

Были изготовлены два типа нанокомпозитов – первый, на основе графеновых хлопьев, микросфер и полимера, второй, без микросфер – только специальный адгезионный полимер и графеновые хлопья. Первый тип гибридного нанокомпозита состоял из покрытых GNF металлических микросфер (рис.1, слева). Электронная микроскопия GNF, которыми покрыты микросферы, представлена на рис.1, справа.

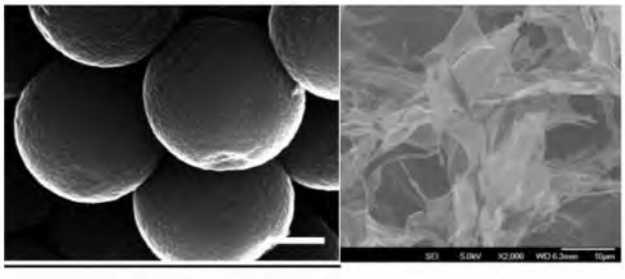


Рис.1. Металлические микросферы, покрытые GNF хлопьями (слева) и СЭМ графеновых хлопьев (справа)

В диапазоне изменения концентрации графеновых чешуек от нуля до, примерно 0,25% , угол составляет около $\theta \sim 155^0$ (рис.2). Таким образом, GNF способствуют сильной гидрофобизации. При дальнейшем увеличении концентрации графеновых чешуек угол контакта фактически не изменяется. Смачиваемость и растекание капель по поверхности нанокомпозитов показали, что контактный угол сильно зависит от объемной доли

графеновых чешуек. При отсутствии графеновых чешуек на поверхности микросфер угол контакта составляет около $\theta \sim 104^0$.

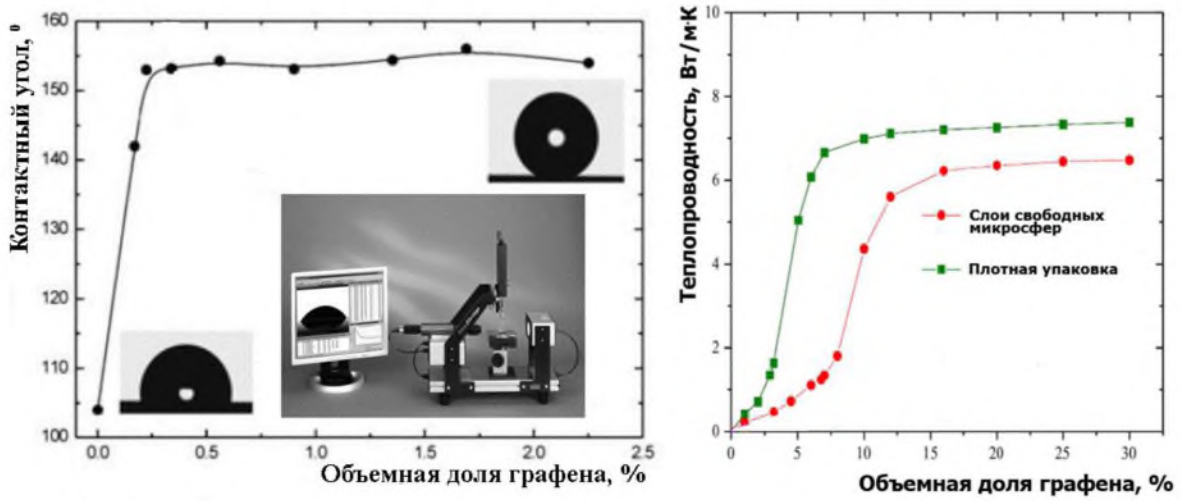


Рис.2. Изменение контактного угла с увеличением объемной доли GNF (а) и теплопроводность нанокомпозитов как функция объемной доли графена (б)

Были также исследована теплопроводность графеновых гибридных нанокомпозитов, которая измерена двумя способами: методом термического сопротивления слоя и методом лазерной вспышки (лазерный флэш-анализ, LFA). Метод лазерной вспышки является более точным методом, поэтому здесь приведены результаты этого метода. В первой серии экспериментов были исследованы образцы на основе свободно лежащего слоя микросфер, покрытых GNF. При этом в ходе экспериментов изменялась объемная доля графена. Результаты измерений в первой серии образцов показаны на рис.2б (слои свободных микросфер). Во второй серии изготовлялись образцы с плотной упаковкой – микросферы, покрытые с различной объемной долей GNF плотно сжимались под давлением до 300 бар. Теплопроводность такого композита оказалась существенно выше, чем в случае свободных микросфер (рис.2б). Установлено, что графеновые слои вблизи микросфер играют важную роль в процессе теплопередачи - с увеличением плотности графеновых чешуек резко возрастает теплопроводность. Этот факт может быть использован для управления теплопередачей в различных нанокомпозитах, в частности, в качестве материалов термического интерфейса. По-видимому, физически это означает, что наблюдается «тепловая» перколяция в этом диапазоне объемной доли GNF и дальнейшее увеличение количества графеновых хлопьев не влияет на механизм фононного теплопереноса [4,5].

Работа поддержана грантом Российского научного фонда (грант № 17-19-01757).

Литература

1. Дмитриев А.С. Введение в нанотеплофизику. М.: БИНОМ, 2015. 756 с.
2. Balandin A. Graphene Heat Spreaders and Interconnects for Advanced Electronic Applications. ECS Transactions, 67 (1), 167-172, 2015.
3. Dmitriev A.A., Dmitriev A.S., Makarov P., Mikhailova I. New Nanocomposite Surfaces and Thermal Interface Materials Based on Mesoscopic Microspheres, Polymers and Graphene Flakes. American Institute of Physics (AIP) Conference Proceedings. 1957, 010001. 2018.
4. Dmitriev A.S., Valeev A.R. Graphene nanocomposites as thermal interface materials for cooling energy devices. Journal of Physics: Conf. Ser. 891. 012359. 2017.
5. Alekseev S.A., Dmitriev A.S., Makarov P.G., Mikhailova I.A. Functional energy nanocomposites surfaces based on mesoscopic microspheres, polymers and graphene flakes. Journal of Physics: Conf. Series. 891. 012361. 2017.

THRESHOLD DISPLACEMENT ENERGY IN Ni, Al AND B2 NiAl

Starostenkov M.D.[1*], Trung N.T.H[1,2], Phuong H.S.M[1,2]

[1]Altai State Technical University, Barnaul, Russia
[2]Nuclear Research Institute, Da Lat, Vietnam

For simulation of radiation effect and defect in Ni-Al system, a new many body potential was developed by joining the equilibrium part of Mishin EAM potential with the universal function of Biersack and Ziegler at a suitable interatomic spacing and corresponding pairwise energy from DFT calculation [1, 2]. To assess the qualities of this potential, we performed MD simulations to calculate threshold displacement energy of pure Ni, Al and their NiAl B2 phase superalloy at ambient temperature. The LAMMPS MD with GPU and Voronoi package was used to simulate the displacement cascades in simulation box contains 30x30x30 unit cells with periodic boundary conditions are applied in three directions [3, 4, 5]. Initially, the temperature was thermostated at 300 K, and the pressure was barostated to zero. In all cascades, the primary knock-on atom (PKA) was given first kinetic energy of 100 eV in some basic crystallographic directions. Our simulations were run with a two layer wide Langevin bath at 300 K to evacuate the extra heat. The first 10 ps were used to equilibrate the system to a temperature of 300 K with 0 bar of pressure by NPT ensemble. After the PKA is given the kinetic energy of 100 eV, the MD was run at a constant NVE. A variable time-step was used for at least 0.2 ps to limit the distance traveled by atoms between timesteps to ensure numerical accuracy and simulation efficiency. After 0.2 ps with variable time-step for primary collision, simulation time-step resets to 0.001 ps and system is equilibrated for 10 ps. This process continues by binary search algorithm until at least one stable Frenkel pair remains after simulation. It was found that the threshold energy of nickel in pure metal nickel is higher its value in B2 long-range ordered alloy NiAl in contrast to aluminum with threshold energy in B2 NiAl larger than its value in pure metal Al. The threshold displacement energy is ranging between 14±2 eV – 189±2 eV, depends on crystallographic direction. The lowest threshold energy of two fcc metals (14±2 eV for Al and 28±2 eV for Ni) was found in direction <101>, these values correspond to mean value in the easiest directions of atomic displacement and they are in good agreement with many reports from literature [6, 7, 8, 9, 10, 11].

References:

1. G.P. Purja Pun and Y. Mishin, "Development of an interatomic potential for the Ni-Al system," Phil. Mag. 89, 3245 (2009), DOI: 10.1080/14786430903258184
2. Laurent Karim Béland , Chenyang Lu, Yuri N. Osetskiy, German D. Samolyuk, Alfredo Caro, Lumin Wang, and Roger E. Stoller "Features of primary damage by high energy displacement cascades in concentrated Ni-based alloys", J. Appl. Phys. 119, 085901 (2016); doi: 10.1063/1.4942533
3. S. Plimpton, "Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics", J Comp Phys, 117, 1-19 (1995), DOI: 10.1006/jcph.1995.1039
4. W. M. Brown, P. Wang, S. J. Plimpton, A. N. Tharrington, "Implementing Molecular Dynamics on Hybrid High Performance Computers - Short Range Forces"
5. Chris H. Rycroft, "Voro++: A three-dimensional Voronoi cell library in C++", Chaos 19, 041111 (2009), DOI: 10.1063/1.3215722

* Corresponding author, genphys@mail.ru, Telephone: +7- 903 – 911 - 1365

6. Gary S. Was, "Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys", Springer 2007, DOI: 10.1007/978-3-540-49472-0
7. C. Dimitrov, B. Sitaud and O. Dimitrov, "Displacement threshold energies in Ni(Al) solid solutions and in Ni_3Al", Journal of Nuclear Materials 208 (1994) 53-60
8. A. Caro , M. Victoria and R. S. Averback, "Threshold displacement and interstitial-atom formation energies in Ni_3Al", Journal of Materials Research (JMR), Volume 5, Issue 7, July 1990 , pp. 1409-1413, DOI: 10.1557/JMR.1990.1409
9. A.Yu. Konobeyev, U. Fischer, Yu.A. Korovin, S.P. Simakov, "Evaluation of effective threshold displacement energies and other data required for the calculation of advanced atomic displacement cross-sections", Nuclear Energy and Technology, Volume 3, Issue 3, September 2017, Pages 169-175, DOI: 10.1016/j.nucet.2017.08.007
10. Landolt-Börnstein - Group III Condensed Matter, Atomic Defects in Metals, Volume 25 1991, DOI: 10.1007/b37800
11. H.M. Kenworthy and H.H. Neely, "Threshold displacement energy in nickel", Canoga Park, California : Atomics International, 1956

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ НА ТОЛСТОЛИСТОВОМ СТАНЕ 5000

Некит В.А. [1], Платов С.И. [1],Краснов М.Л. [2],Урцев В.Н. [3], Иванушкин М.В. [1]

[1]ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет им Г.И. Носова», г. Магнитогорск, Россия

[2]ПАО «ММК» г. Магнитогорск, Россия

[3] Исследовательско-технологический центр ИТЦ «Аусферр», г. Магнитогорск, Россия

psipsi@mail.ru

Для увеличения ударной вязкости и улучшения качества поверхности трубных сталей применяется контролируемая низкотемпературная прокатка. При контролируемой низкотемпературной прокатке в режиме прокатки широко используются паузы. Применение регулируемого междеформационного охлаждения позволяет приблизиться в чистовом блоке деформаций к режимам термомеханической обработки и двухфазной прокатки, которые существенно расширяют возможности стана в получении высоких потребительских свойств продукции.

Проведена серия опытных прокаток из 5-и слябов до конечной толщины 27 мм. Для проведения дальнейших исследований от каждого прокатанного листа отобраны образцы. Определены механические свойства и проведена аттестация структурного состояния указанных объемов готового проката.

Структура прокатанных листов на 90 – 95% состоит из областей феррита (Ф), верхнего и нижнего бейнитов (ВБ и НБ) и мартенсита (М). Оставшийся объем приходится на перлит (П), карбиды, нитриды, карбонитриды и МА составляющую. Объемные доли М и НБ убывают от поверхности к центру листов, в то время как объемные доли Ф и П в указанном направлении возрастают. Для металла всех пяти опытных режимов характерна разнозернистость ферритной составляющей, что может быть обусловлено частичной реализацией в линии стана условий рекристаллизации аустенита. Общей чертой структурного состояния является и то, что средний размер зерен Ф в слоях металла, расположенных на расстоянии до 4 мм от верхней и нижней поверхности листа, в 1.2 – 1.4 раза меньше среднего размера ферритных зерен, расположенных в более глубоких слоях.

По результатам серии опытных прокаток слябов до конечной толщины 27 мм установлены значения ряда значимых технологических параметров, соблюдение которых позволяет получать требуемые механические свойства штрипсов: -температура поверхности металла в начале чистовой прокатки 800 – 820 °С; время прохождения линии ускоренного охлаждения 60 – 63 с; температура поверхности листов при выходе из линии ускоренного охлаждения 600–620 °С.Соблюдение указанных параметров приводит к увеличению объемных долей верхнего и, в особенности, нижнего бейнита по всему сечению проката.

Литература

1. Платов С.И., Огарков Н.Н., Некит В.А.Improving the controlled cooling after wire rod rolling in the finishing block of stands. В сборнике: Materials Engineering and Technologies for Production and Processing II Editors: A.A. Radionov, G.G. Mikhailov, D.A. Vinnik. 2016. С. 620-624.
2. Платов С.И., Некит В.А., Огарков Н.Н., Железков О.С. Исследование технологии ускоренного охлаждения катанки на проволочном стане.Обработка сплошных и слоистых материалов. 2016. № 2 (45). С. 45-48.
3. Гареев А.Р., Муриков С.А., Платов С.И., Урцев В.Н., Шмаков А.В. Разработка математической модели тепловыделения при фазовых превращениях для промышленного применения. Производство проката. 2014. № 7. С. 20-26.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЗОН СВАРНОГО ШВА СТП ПОД ВЛИЯНИЕМ ОСЕВОГО УСИЛИЯ НА ИНСТРУМЕНТ

Карманов В.В., Каменева А.Л.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
annkam789@mail.ru

Сплавы с низкой температурой плавления (например, Al-Cu-Mg), не свариваемые процессами плавления, легко свариваются сваркой трением с перемешиванием (СТП) [1]. СТП представляет собой быстро протекающий процесс соединения в твердом состоянии [2]. Основным источником теплоты при сложном движении инструмента в процессе СТП является работа сил трения скольжения и моментов трения качения на контактных поверхностях инструмента и изделия, а также энергия деформации свариваемого металла. При СТП удельная тепловая мощность определяется зависимостью (1) [2]:

$$q = q_1 + q_2 = \frac{4M_{тр.кач.} \cdot \omega}{\pi D^2}[3] + \frac{4F_{тр.скол.} \cdot V_{св}}{\pi D^2}, \quad (1)$$

где q - полная удельная тепловая мощность, q_1 - удельная тепловая мощность при вращательном движении инструмента вокруг собственной оси, q_2 - удельная тепловая мощность при поступательном движении инструмента вдоль стыка свариваемых деталей, $M_{тр}$ - крутящий момент трения качения, Н·м; ω - угловая скорость вращения инструмента,$с^{-1}$; D - диаметр инструмента, м, $F_{тр}$ - сила трения скольжения, Н; $V_{св}$ - линейная скорость движения инструмента или скорость сварки, $м \cdot с^{-1}$.

Высокая скорость сварки и скорость вращения инструмента приводят к повышенным скоростям протекания процессов течения и восстановления алюминиевых сплавов. В связи с тем, что алюминиевые сплавы способны выдерживать только определенную скорость деформации сдвига, которая зависит от температуры в шве, последние протекают достаточно быстро и при продолжении течения в алюминиевых сплавах возникают типичные макродефекты в виде несплошностей [3]. Недостаточное осевое усилие на инструмент и, как следствие, недостаточное механическое воздействие на сварной шов и его фрикционный разогрев, не способствует достижению равнопрочного сварного соединения [3].

Целью данной работы является изучение влияния внешнего осевого усилия, действующего на инструмент, на микроструктуру, дефектность и микротвердость сварного шва, полученного при постоянных величинах скорости вращения инструмента и скорости сварки. В качестве основного материала для экспериментов использовали отожженный алюминиевый сплав АА2024-О, химический состав которого приведен в таблице.

Таблица. Химический состав сплава АА2024-О (вес.%).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	другие	Al
0,5	0,5	3,8-4,9	0,3-0,9	1,2-1,8	0,10	0,2	0,15	0,20	Основа

Стыковые сварные швы были изготовлены с использованием машины I-ISTIR PDS-5 при фиксированных величинах: скорости сварки $V_{св}$ = 300 мм/мин, скорости вращения инструмента ω = 300 об/мин, угла наклона инструмента (ось Z) - 1,5°. Эксперименты проводили при различной величине осевого усилия, действующего на инструмент,: 23 кН, 26 кН и 29 кН. В процессе СТП в режиме постоянного осевого усилия инструмент перемещали вдоль линии соединения в продольном направлении сварочных образцов (перпендикулярно направлению прокатки). Толщина свариваемых листов 12 мм. Характеристики сварочного инструмента: материал - жаропрочный хромоникелевый сплав, легированный кобальтом, диаметр заплечника со спиральной канавкой - 25,4 мм, диаметр и длина цилиндрического штифта с двусторонней двойной резьбой - 12,7 мм (шаг 2,8 мм) и 11,8 мм, соответственно. После сварки образцы разрезали перпендикулярно направлению сварки с использованием машины Discotom-50 (Struers). Поперечное сечение металлографических образцов полировали до зеркального блеска, травили реагентом Келлера (100 мл HCl, 100 мл HNO_3,

25 мл HF, 100 мл дистиллированной воды), промывали в этаноле и сушили. Дефектность ядра и зон сварного шва, а также направление кристаллографической ориентации зерен, изучали в процессе EBSD (Electron Back Scatter Diffraction)-анализа с высоким разрешением. Твердость поверхностей 1, 2, 3 была измерена при нагрузке 200 г с шагом 0,3 мм в трех параллельных направ- лениях с использованием автоматизированного микротвер- домера «DuraScan 70» (EMCO-TEST) с системой микроанализа.

EBSD карты в цветах стандартного треугольника вдоль оси X по отношению к нормальному направлению для набегающей (а) и сбегающей (б) стороны сварного шва, полученного при 23 кН, приведены на рисунке.

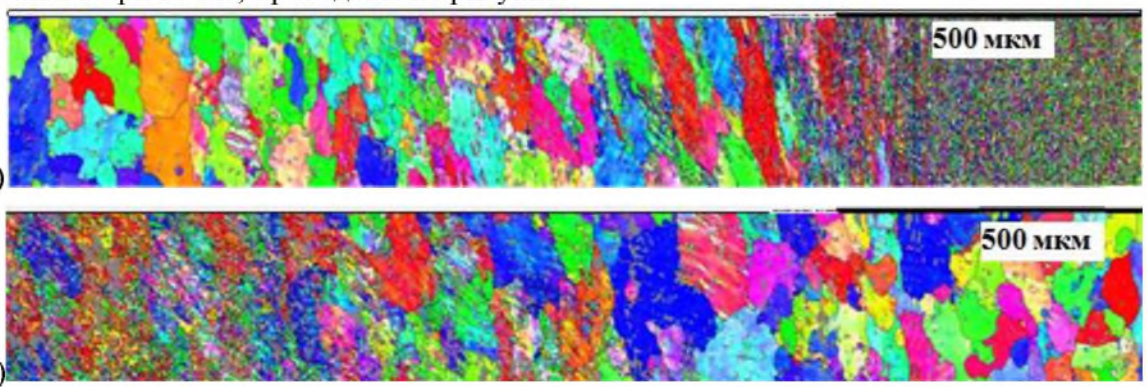


Рис. EBSD карты в цветах стандартного треугольника вдоль оси X по отношению к нормальному направлению для набегающей (а) и сбегающей (б) стороны

Температура зон сварки, возникающая при постоянной скорости вращения инструмента 300 об / мин и скорости сварки 300 мм / мин, составляет 295 ° С. Увеличение внешнего осевого усилия на инструменте до 29 кН способствует образованию в самородке мелкодисперсных и равноосных зерен, в которых преобладают кристаллографические ориентации (111) и (101). Максимальная микротвердость самородка на продвигающейся стороне 140-145 HV снижается до 90 В на отступающей стороне в направлении перемещения. Высокая микротвердость сохраняется только в области самородного межфазного пространства на продвигающейся стороне. Микротвердость в ЗТМВ и ЗТВ резко снижается до микротвердости базового материала 60 HV, соответствующего сплаву AA2024-O.

Степень уменьшения микротвердости сварного шва в нормальном направлении зависит от ввода тепла: при 29 кН - от 140-145 HV (верхний образец) до 105 HV (нижний образец), при 26 кН - от 135 HV до 100 HV, а при 23 кН - от 130 HV до 95 HV. Снижение микротвердости в ядре шва обусловлено увеличением диаметра зерен и их коагуляцией, а также возникновением разрывов и разориентации зерен. При резком уменьшении микротвердости в ЗТМВ и ЗТВ доминирующим фактором является эффект укрупнения зерна из-за более высокой температуры и высокой плотности субзерен и дислокаций.

Пустоты, макротрещины и хрупкое разрушение поверхностных слоев при минимальном вводе тепла в сварном шве обусловлены недостаточным перемешиванием основного материала и напряжений, возникающих на дне сварки.

Причиной дефектов сварного шва и изменений микроструктуры является градиент температуры как в нормальном, так и в поперечном направлениях.

Литература

1. G. Singh, K. Singh, J. Singh. Effect of Axial Force on Mechanical and Metallurgical Properties of Friction Stir Welded AA6082 Joints // Advanced Materials Research. 383-390. (2012) 3356-3360.
2. Y. Li, L.E. Murr, J.C. McClure. Flow Visualization and Residual Microstructures Associated with the Friction-Stir Welding of 2024 Aluminum to 6061 Aluminum // Materials Science and Engineering A. 271(1-2). (1999). 213-223.
3. P.L. Threadgill, A.J. Leonard, H.R. Shercliff and P. J. Withers. Friction stir welding of aluminium alloys // International Materials Reviews. 54 (2). (2009). 49-93.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рахадилов Б.К., Кылышканов М.К., Жапарова М.С.

Восточно-Казахстанский Государственный Университет им. С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан
rakhadilovb@mail.ru

В последние годы большой интерес исследователей-материаловедов вызывают ультрамелкозернистые (УМЗ), наноструктурированные алюминиевые материалы, измельчение структуры в которых, достигается воздействием интенсивной пластической деформации. Равноканальное угловое прессование (РКУП) является в настоящее время одним из основных способов для реализации интенсивной пластической деформации [1]. Указанный метод позволяет получать массивные беспористые заготовки с ультрамелким размером зерен в субмикрокристаллическом (для чистых металлов) или нанометровом (чаще всего для сплавов и интерметаллидов) диапазоне [2]. В связи с вышесказанным в настоящей работе исследовались особенности формирования УМЗ структуры Al при РКУП.

В качестве материала для исследований использовали чистый алюминий (99,99 %). Образцы литого алюминия были подвергнуты интенсивной пластической деформации по технологии РКУП. В настоящей работе РКУП осуществлялось в пресс-форме с углом пересечения рабочего и выходного каналов 90°. Скорость прессования заготовки диаметром 20 мм и длиной l=100 мм составляла 0.4 мм/с. Заготовки подвергались РКУП при комнатной температуре с различным числом проходов (от 1 до 12) и поворотом на 90° и 180° перед каждым проходом. Структура алюминия в исходном состоянии и после РКУП исследовалась с помощью оптической микроскопии на микроскопе Neophot-21 и растровой электронной микроскопии на микроскопе JSM-6390LV. Механические испытания образцов на растяжение проводили в соответствии с ГОСТа 1497-87. Микротвердость образцов по методу Виккерса измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н в течение 10 с.

Установлено, что в исходном состоянии алюминий состоит из крупных зерен со средним размером 80 мкм. Металлографическим и электронно-микроскопическим анализами установлено, что РКУП приводит к существенному измельчению структуры чистого алюминия. После 8 проходов РКУП и 12 проходов РКУП были сформированы фрагменты субзерна со средним размером 4 и 1,5 мкм, соответственно. В результате РКУП микротвердость чистого алюминия возрастает в зависимости от числа проходов, т.е. от степени деформации. При этом образцы, прессованные поворотом на 90° показывают небольшую микротвердость по сравнению с образцами, прессованными поворотом на 180°. Результаты проведённых механических испытаний на растяжения показали, что после 4 проходов РКУП наблюдается снижение относительного удлинения образца до 7,5 %, а после увеличение числа проходов значение относительного удлинения будет расти: после 8 проходов РПУК до 12,5 и после 12 проходов РКУП до 14%. 12 проходов РКУП алюминия позволяет получить мелкозернистую структуру с высокими механическими свойствами. Таким образом, в результате РКУП микротвердость чистого алюминия возрастает в 3 раза, пределы прочности и текучести увеличиваются в 4,7 и 18 раз, соответственно, деформация до разрушения (пластичность) снижается в 3,5 раза.

Литература

1 Сегал В.М. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск. Наука и техника. 1994, 232 с.

2 Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ И ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОХОЖДЕНИЯ ЛОКАЛИЗОВАННОГО СДВИГА ЧЕРЕЗ СИЛОВОЙ БАРЬЕР, СОЗДАВАЕМЫЙ КЛИНОВОЙ ДИСКЛИНАЦИЕЙ

Свирина Ю.В. [1], Перевезенцев В.Н. [1], Рыбин В.В. [2]

[1] *Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород*
[2] *Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург*
j.svirina@mail.ru

Известно, что пластическая деформация поликристаллических твердых тел сопровождается появлением на изломах и тройных стыках зерен линейных мезодефектов ротационного типа – стыковых дисклинаций деформационного происхождения [1]. Эти мезодефекты генерируют мощные неоднородные поля напряжений, влияющие на процесс пластической деформации и разрушения поликристаллов. Показано, что появление стыковых дисклинаций деформационного происхождения сказывается не только на процессах структурообразования, но также и на особенностях деформационного упрочнения и разрушения поликристаллов.

Методом компьютерного моделирования исследованы условия прохождения пластического сдвига, реализуемого движением как индивидуальных дислокаций, так и групп дислокаций через силовой барьер, создаваемый стыковой дисклинацией. Из проведенного анализа следует, что в процессе пластической деформации поликристалла в теле зерен возможно образование плоских скоплений дислокаций в отсутствии каких-либо видимых физических барьеров, расположенных в плоскости скольжения дислокаций. Их появление обусловлено возникновением в ходе пластической деформации в тройных стыках и вершинах плоских фасеток границ зерен стыковых дисклинаций деформационного происхождения, создающих силовой барьер для прохождения дислокаций. Одной из отличительных черт таких плоских скоплений является то, что они не исчезают при снятии внешнего напряжения. Другим отличительным признаком является характерная колоколообразная форма распределения в них плотности дислокаций: максимальное сгущение происходит не на краю, как в классических заторможенных вблизи барьеров плоских дислокационных скоплениях, а в их центральной части. Как показывают результаты моделирования, при локализации пластической деформации наибольшее тормозящее воздействие дисклинации на прохождение сдвига проявляется не вблизи стыков и изломов границ, а вдали от них.

Методом компьютерного моделирования исследовано прохождение полосы сдвига через силовое поле клиновой дисклинации. Определены условия, при которых происходит трансформация дислокаций, формирующих фронт полосы сдвига, в оборванную с двух сторон дислокационную стенку. Максимально возможная разориентировка такой дислокационной стенки зависит от мощности дисклинации и увеличивается с уменьшением расстояния между полосой сдвига и дисклинацией.

Показано, что появление в стыках зерен дисклинаций с одной стороны приводит к увеличению напряжения пластического течения, а с другой стороны существенно затрудняет зарождение микротрещин по механизму слияния головных дислокаций в вершине заторможенного сдвига.

Литература

1 Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.

ПОЛЫЕ ЯЧЕИСТЫЕ КОНСТРУКЦИИ ИЗ ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
dr_rvs@mail.ru, d12art@mail.ru

Технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки с диффузионной сваркой (СПФ/ДС) позволяет с высокой эффективностью изготавливать из титановых сплавов различные по форме и размерам полые конструкции для авиакосмического применения. В настоящее время данная технология рассматривается как одна из наиболее перспективных, поскольку обеспечивает гибкость проектирования и изготовления сложных конструкций с экономией по массе до 30% при снижении стоимости изготовления приблизительно на 50% [1].

Успех создания перспективной авиакосмической техники во многом определяется тем, насколько эффективно и всесторонне будут реализованы самые передовые научные достижения, прогрессивные конструкторские и производственные решения [2]. Разработка новых ресурсосберегающих технологических процессов, использующих материалы с высокими эксплуатационными свойствами и обеспечивающих получение облегченных полых жестких и прочных конструкций, открывает широкие возможности для создания перспективной авиакосмической техники. В работе приведены результаты многолетних исследований по разработке технологии СПФ/ДС, проводимые за рубежом и в ИПСМ РАН, для получения типовых изделий авиакосмической промышленности, таких как полые лопатки, крыльевые и корпусные панели. Описаны методики исследований, обсуждены последние результаты и перспективы развития технологии СПФ/ДС. На рис. 1 приведены примеры конструкций, получаемых по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН.

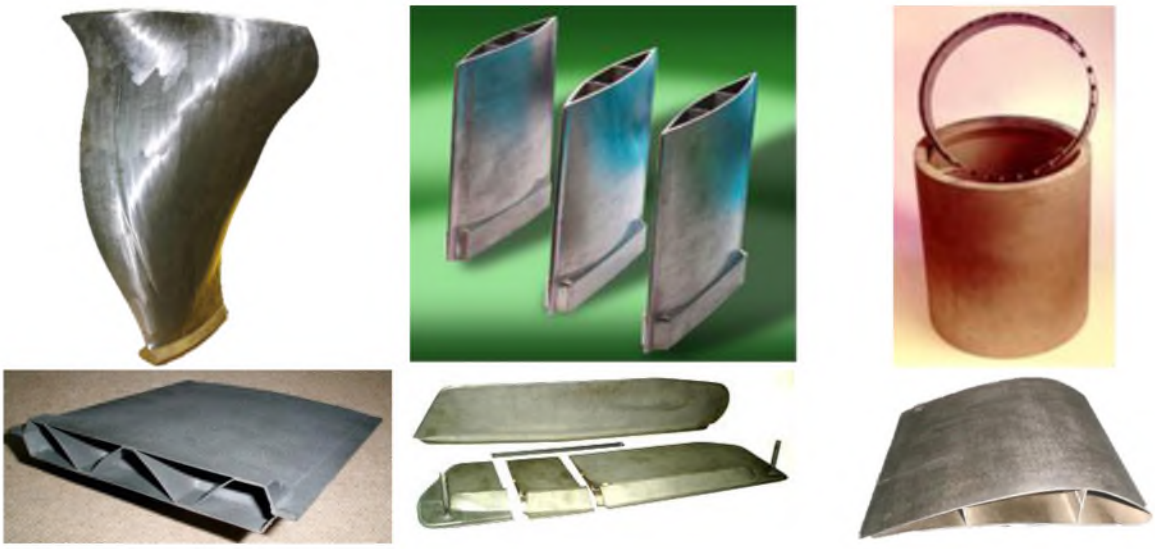


Рис.1. Примеры конструкций, получаемых по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН.

Литература

1. Е.Н. Петров, В.В. Родионов, Э.Н. Кузьмин, Р.Я. Лутфуллин, Р.В. Сафиуллин // Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Иноземцев *А.А.* О программе создания авиационных газотурбинных двигателей пятого поколения семейства самолетов МС-21. Вестник Пермского Научного Центра, № 4, 2010, с.28-46.

МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭКСТРУДИРОВАННЫХ ПРУТКОВ Be-Ti ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГАЗОСТАТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Gaisin R., Chakin V., Vladimirov P., Hoffmann J., Klimenkov M., Jaentsch U., Leiste H., Bergfeldt T., Goraieb A., Moeslang A.

Karlsruhe Institute of Technology Institute for Applied Materials – Applied Materials Physics
ramil.gaisin@kit.edu

По сравнению с чистым бериллием бериллиды титана, в частности $Be_{12}Ti$, при облучении меньше распухают и удерживают меньшее количество радиоактивного трития, а также обладают повышенной прочностью и высокой жаро- и коррозионной стойкостью. Благодаря этому сплавы на основе $Be_{12}Ti$ могут заменить бериллий в качестве материала нейтронного размножителя в термоядерном реакторе DEMO. Ключевой проблемой остается разработка технологии получения прутков и пеббл из Be-Ti, способных длительно работать в условиях высоких температур и сильного облучения.

Целью настоящей работы является установление влияния температуры газостатирования на структуру и свойства экструдированных прутков Be-Ti.

В качестве исходного материала были взяты порошки чистого бериллия и титана в соотношении, соответсвующем составу $Be_{12}Ti$. Порошки перемешивали и засыпали в капсулы, которые экструдировали при температуре 650°C с соотношением 8:1. После экструзии полученный пруток разрезали на части и помещали в медную оболочку. Высокотемпературную газостатическую обработку (ВГО) проводили при температурах 800-1100°C и давлении 1000 атмосфер в течение 4 ч. После ВГО измеряли плотность методом гидростатического взвешивания. Фазовый состав полученных образцов определяли методом рентгеноструктурного анализа. Структуру образцов Be-Ti изучали с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Испытания на коррозионную стойкость проводились методом термогравиметрии.

Структура исходного экструдированного прутка представлена смесью чистых порошков бериллия и титана. При газостатировании происходит взаимная диффузия бериллия и титана, причем вследствие эффекта Киркендалла, за счет разности диффузионных подвижностей бериллия в титане и наоборот, наблюдается образование пористости в бериллиевой фазе. После обработки при 800°C на границе титана и бериллия возникают фазы Be_2Ti, $Be_{17}Ti_2$ и $Be_{12}Ti$.

С повышением температуры ВГО бериллий, титан, а затем и Be_2Ti постепенно растворяются за счет образования фазы $Be_{12}Ti$. Измеренная плотность прутков с увеличением температуры газостатирования также возрастает и достигает 98,6% от теоретической плотности $Be_{12}Ti$. Вместе с тем на поверхности образцов после ВГО при 1100°C наблюдаются трещины, часто связанные с наличием интерметаллидных фаз с повышенным содержанием титана.

В работе также обсуждается влияние окисления на поверхность прутков Be-Ti и приводится сравнение скорости окисления с ранее полученными результатами для чистого бериллия.

УСТОЙЧИВОСТЬ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕЛИНЕЙНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ МОД ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКИ МОРЗЕ

Абдуллина Д.У. [1,2], **Субхангулова А.М.** [1,2], **Корзникова Е.А.** [1], **Дмитриев С.В.** [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
dina.abdullina25@gmail.com

В докладе представлены результаты исследования устойчивости одномерных делокализованных нелинейных колебательных мод треугольной решетки Морзе. Всего существует восемь таких мод, найденных теоретико-групповыми методами Чечиным и Рябовым [1]. На Рис. 1 (a) дан пример одной из мод, на (b) и (c) как функции времени показаны перемещения одного из атомов вдоль и поперек его начальной траектории, соответственно. Поперечное перемещение на (c) дано в логарифмическом масштабе. Из (b) видно, что рассматриваемый атом совершает периодические колебания вплоть до момента времени t~8, после чего колебания становятся хаотическими. Из (c) видно, что это происходит в результате развития неустойчивости, в результате чего поперечное перемещение растет экспоненциально во времени. Скорость роста кривой показана пунктирной линией, тангенс угла которой определяет критическую экспоненту, характеризующую скорость развития данной неустойчивости. Критические экспоненты были рассчитаны для разных амплитуд мод, что позволило определить минимальные амплитуды мод, меньше которых они устойчивы. Данное исследование важно для анализа пространственно локализованных нелинейных колебательных мод (дискретных бризеров) в треугольной решетке Морзе, которые будут проанализированы в последующих работах.

Работа была поддержана грантом РНФ № 14-13-00982.

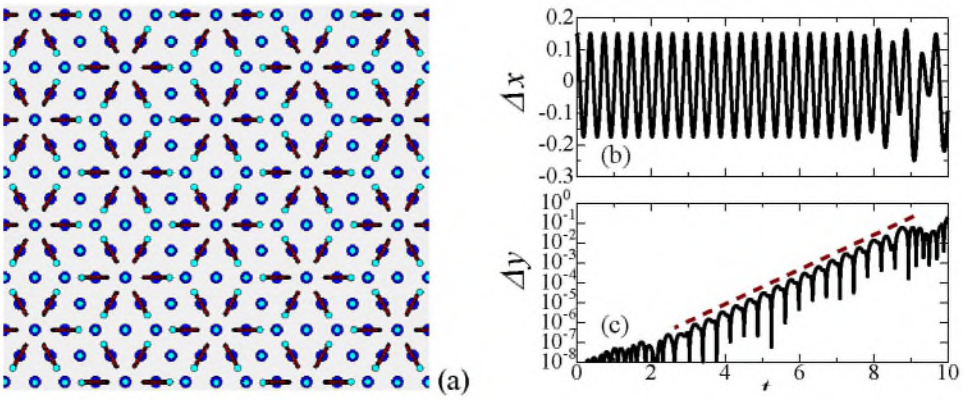


Рис. 1. (a) Одна из восьми одномерных делокализованных нелинейных колебательных мод треугольной решетки. (b) Перемещение атома вдоль своей траектории как функция времени. (c) Перемещение атома перпендикулярно начальной траектории как функция времени в логарифмическом масштабе.

Литература

1 Семёнова М.Н., Семёнов А.С., Бебихов Ю.В., Рябов Д.С., Чечин Г.М., Рахматуллина Ж.Г., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. Некоторые характеристики одномерных делокализованных нелинейных колебательных мод треугольной решетки с морзевским взаимодействием. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения (2018) (в печати).

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Хомская И.В.[1], Разоренов С.В.[2], Абдуллина Д.Н.[1], Гаркушин Г.В.[2], Шорохов Е.В.[3]

[1] Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург
[2] Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка
[3] РФЯЦ–ВНИИ технической физики им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск
abdullina@imp.uran.ru

Исследовали механические свойства меди, чистотой 99,8 мас.% с субмикрокристаллической (СМК) и нанокристаллической (НК) структурой, полученной методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) при испытаниях в условиях ударного сжатия интенсивностью до 5,6-6,8 ГПа и скоростью деформации $(0,9\text{-}2,0)\cdot10^5$ $с^{-1}$. Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (Патент № 2283717 РФ, 2006 г.), представляет собой высокоскоростной (10^4-10^5 $с^{-1}$) вариант квазистатического равноканального углового прессования (РКУП). Преимущества метода ДКУП, по сравнению с РКУП, заключаются в кратковременности (500 мкс) процесса деформирования и использовании пороховых газов вместо дорогостоящего и энергоемкого прессового оборудования. Отличительной особенностью метода ДКУП является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Измельчение структуры исследуемой меди на три прядка от 100 до 0,1 мкм может быть достигнуто уже при 4 проходах ДКУП. Формирование неравновесной СМК и НК структуры в меди при ДКУП происходит в результате высокоскоростных процессов фрагментации, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации.

Результаты измерения механических свойств меди при испытаниях на одноосное растяжение со скоростью деформации 10^{-3}-10^{-2} $с^{-1}$ показали, что прочностные свойства СМК и НК меди в 1,2 и 1,4 раза превышают свойства меди в исходном крупнокристаллическом (КК) состоянии: предел прочности ($\sigma_в$) увеличивается с 312 МПа в КК состоянии до 396 и 440 МПа после ДКУП в один (n=1) и четыре (n=4) прохода, соответственно; предел текучести ($\sigma_{0.2}$) – с 304 МПа до 362 и 414 МПа. При этом сохраняется хороший уровень пластичности: относительное удлинение (δ) составляет 22 и 19%.

Анализ эволюции динамических свойств: предела упругости (σ_{HEL}), предела текучести (Y) и динамической (откольной) прочности (σ_{sp}) меди до и после ДКУП по различным режимам позволил установить влияние дисперсности кристаллической структуры меди на ее сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Обнаружено, что ДКУП, n=1, приводящее к измельчению зерна меди от 100 до 0,5 мкм, в 6 раз увеличивает σ_{HEL} (от 100 до 620 МПа) и Y (от 50 до 300 МПа), но практически не изменяет σ_{sp}, по сравнению исходным КК состоянием. Увеличение количества проходов ДКУП до 4, вызывая дальнейшее измельчение кристаллитов до 0,05-0,15 мкм, не приводит к изменению σ_{HEL} и Y меди, но в 1,4 раза увеличивает σ_{sp} (от 1860 до 2510 МПа.)

Таким образом, динамическая (откольная) прочность меди с неравновесной, дефектной и смешанной СМК и НК структурой, состоящей из кристаллитов размерами от 0,05 до 0,35 мкм, значительно в 5,7 раз превышает статический предел прочности меди с аналогичной структурой.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6, программе Президиума РАН №11П «Теплофизика высоких плотностей энергий» и проекту №18-10-2-39 Программы УрО РАН.

ВЛИЯНИЕ КОВКИ И ЭКСТРУЗИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga НА МИКРОСТРУКТУ И МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ

Абдуллина Д.Р.[1,2], Мусабиров И.И.[2], Сафаров И.М.[2], Галеев Р.М.[2], Гайфуллин Р.Ю.[1], Коледов В.В.[3], Мулюков Р.Р.[2]

1 Башкирский государственный университет, Уфа, Россия
2 Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
3 Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, Россия

В сплавах Гейслера системы Ni-Mn-X (X=Ga, In, Sn) в области комнатных температур протекает мартенситное превращение, в интервале которого наблюдаются такие эффекты как ферромагнитный эффект памяти формы и магнитокалорический эффект. Основным недостатком данных материалов является их подверженность разрушению при многократном протекании мартенситного превращения. Одним из способов повышения стабильности функциональных эффектов и повышение прочности исследуемых поликристаллических сплавов является их дополнительная деформационно-термическая обработка (ДТО). Ведется интенсивная работа по применению к сплавам Гейслера деформационной обработки методом всесторонней изотермической ковки (ВИК). Преимуществами данного метода является получение объемного материала с модифицированной микроструктурой, внесение в материал большого количества внутренних напряжений, текстурирование.

В работе представлены результаты исследования микроструктуры поликристаллического сплава Ni_2MnGa, подвергнутого деформационно-термической обработке методом ВИК и последующей экструзии. Деформированная заготовка сплава была разрезана вдоль оси экструзии. На полученном срезе был подготовлен шлиф, полировкой на абразивной бумаге и финишной электрополировкой. Микроструктура сплава исследована с помощью высокоразрешающего растрового электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 LMH. Съемка проводилась в режиме регистрации обратно-отраженных электронов. На рис.1 представлен результат съёмки микроструктуры локального участка образца. Из рисунка видно, что в результате деформации в структуре сформировалась бимодальная структура типа «ожерелье». Достаточно крупные зерна размером 100-200 μm окружены мелкими зернами размером 1-10 μm. Наличие размытого контраста в крупных зернах говорит о том, что в них сформировалась неравновесная субструктура с высоким уровнем внутренних напряжений. Такая структура наблюдается по всему объему образца.

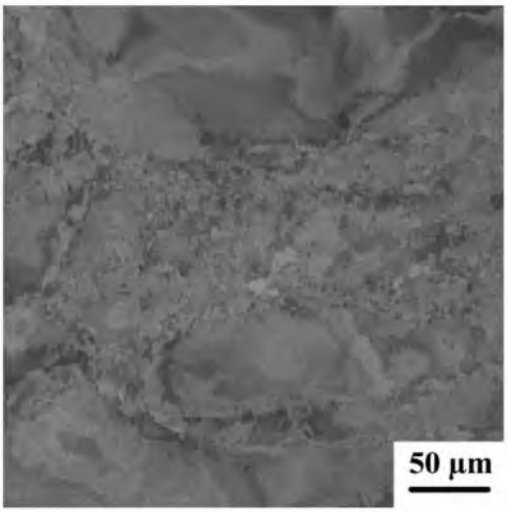


Рис.1. Микроструктура образца сплава Ni_2MnGa после ДТО

Такой тип структуры должен способствовать повышению стабильности функциональных свойств поликристаллических сплавов Гейслера. поскольку при многократных циклах мартенситного превращения избыточные внутренние напряжения будут активнее релаксировать в мелкозернистой структуре, играющей роль своеобразного демпфера.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60159 мол_а_дк (для М.И.И.).

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА 1570С С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Автократова Е.В., Латыпова О.Э., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В.

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

Исследовали влияние температуры прокатки на характеристики сверхпластичности алюминиевого сплава 1570С (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, вес.%) с бимодальной структурой, сформированной равноканальным угловым прессованием (РКУП) при 325°С со степенью деформации e=3.

Структура сплава перед прокаткой состояла из нерекристаллизованных фрагментов исходных зерен с развитой полигонизованной структурой и ультрамелких зерен диаметром 1-2 мкм, располагавшихся преимущественно в виде мантии вдоль исходных большеугловых границ. В такой структуре удельная доля большеугловых границ составляла всего 0,4, а средний угол разориентировки межкристаллитных границ 18,3°.

Испытания на растяжение, проведенные в интервале температур 350-520°С и начальных скоростей деформации 10^{-3}-10^{-1} $с^{-1}$, показали, что сплав даже с такой неоднородной структурой способен демонстрировать эффект высокоскоростной сверхпластичности с удлинениями до разрушения до 2500% при скорости деформации ~$1{,}4x10^{-2}$ $с^{-1}$ и температуре 520°С.

При последующей прокатке при 325°С со степенью деформации 85% происходило преимущественное вытягивание крупных зерен в направлении прокатки (рис. 1б). Хотя при этом доля ультрамелких зерен увеличивалась, угловые параметры структуры изменялись незначительно: удельная доля большеугловых границ и средний угол разориентировки межкристаллитных границ сохранялись на уровне 0,4 и 18,8°, соответственно.

В результате прокатки при комнатной температуре со степенью около 80% равновесная бимодальная структура сплава трансформировалась в сильнодеформированную ячеистую (рис. 1в). При этом в областях ультрамелких зерен размер ячеек был меньше, чем в теле крупных зерен.

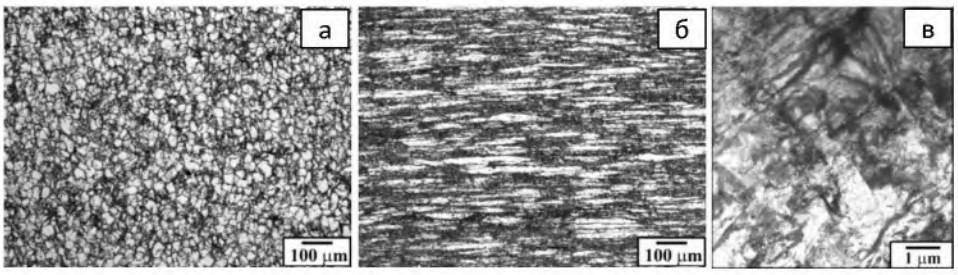


Рис. 1. Микроструктура сплава 1570С после РКУП (а) и последующей теплой (б) и холодной (в) прокатки.

Установлено, что прокатанный при обеих температурах сплав демонстрировал высокоскоростную сверхпластичность, причем в том же температурном интервале, что и после РКУП, но при более высоких скоростях деформации и с более высокими удлинениями. Так максимальные удлинения достигали 3000 % при скорости деформации $5{,}6x10^{-2}$ $с^{-1}$ и температурах 500 и 520°С в состояниях после теплой и холодной прокатки, соответственно.

К ВОПРОСУ ОБ ЭФФЕКТЕ ВЫДЕЛЕНИЙ НА СТАТИЧЕСКУЮ И УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО КОВАНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

Автократова Е.В. [1], **Ситдиков О.Ш.** [1], **Латыпова О.Э.** [1], **Маркушев М.В.** [1], **Линдеров М.Л.** [2], **Виноградов А.Ю.** [2,3], **Мерсон Д.Л.** [2]

[1] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН. Уфа, Россия*
[2] *Лаборатория физики прочности и интеллектуальные диагностические системы, Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия*
[3] *Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology. Trondheim, Norway*
mvmark@imsp.ru

Исследовали влияние дисперсности выделений $Al_3(Sc,Zr)$ на структуру всесторонне изотермически кованого (ВИК) слитка сплава 1570С стандартного химического состава (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, вес.%), а также режимов ковки на механическое поведение сплава в условиях статического и усталостного нагружений. Для этого слиток подвергли одно- (при 360°С, 6 ч) и двухступенчатой гомогенизации (360°С, 6 ч + 520°С, 1 ч) в процессе которой имел место распад аномально пересыщенного Sc и Zr алюминиевого твердого раствора с формированием и ростом когерентных матрице выделений алюминидов. В отличие от одноступенчатого отжига, после которого модальный размер частиц и их плотность были порядка 10 нм и 1×10^4 мкм$^{-3}$, соответственно, после второго этапа размер частиц возрастал более чем в два раза, с соответствующим снижением их плотности до ~5×10^3 мкм$^{-3}$.

ВИК заготовки ∅80х150 мм проводили с понижением температуры за три этапа, состоящих из циклов, после которых форма и размеры заготовки максимально приближались к исходным. Для этого цикл состоял из последовательных осадок и протяжек вдоль трех перпендикулярных осей. В результате, на первом этапе, осуществлявшемся за 12 циклов при температуре 325°С, суммарная степень деформации заготовки достигала e~12. Далее часть заготовки подвергали второму и третьему этапу ВИК при температурах 250 и 175°С, с суммарной степенью на каждом ~6 (по 6 циклов обработки).

Обнаружено, что формирование новых мелких (суб)зерен, окруженных мало- и большеугловыми границами (БУГ), начиналось на первых циклах ВИК вблизи исходных границ зерен - вдоль приграничных зон, свободных от выделений. С ростом степени деформации на первом этапе объемная доля и разориентировка кристаллитов увеличивались, приводя к замене крупнозернистой структуры мелкозернистой с размером зерен 2-3 мкм. При этом динамическая рекристаллизация осуществлялась по непрерывному механизму и контролировалась взаимодействием решеточных дислокаций и границ (суб)зерен с дисперсоидами, сдерживающими миграцию границ, а также перераспределение дислокаций и их аннигиляцию. При этом размер частиц и их плотность слабо влияли на параметры формирующейся структуры, хотя качественно, в сплаве с крупными частицами после первого этапа ВИК формировалась чуть более равновесная, равноосная и однородная структура.

После трех циклов ковки структура обоих состояний была более дисперсной и менее равновесной, чем после одного цикла. При этом кристаллиты имели размер около 1 мкм, были окружены границами с неравномерным экстинционным контрастом, и внутри них отмечалась повышенная плотность дислокаций. Помимо вторичных алюминидов Sc и Zr, внутри кристаллитов наблюдали более крупные (50–250 нм) выделения β-фазы (Al-Mg), формировавшиеся при обработке при температурах ниже сольвуса (~280°С). Качественный анализ показал, что из-за большего подавления динамического возврата, вызванного снижением температуры при выполнении второго и третьего этапов ВИК, степень неоднородности структуры в материале с мелкими частицами была выше.

Таблица. Свойства сплава 1570С при Т=20 ^{0}С.

Состояние	HV	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Слиток	110/90*	-	-	-
ВИК 1 этап	105/95	230/215	355/345	38/36
ВИК 3 этап	125/110	315/285	385/370	32/32

*- мелкие/крупные частицы

Оценка параметров твердости и статической прочности сплава при растяжении при комнатной температуре образцов с рабочей частью 1,5х3х6 мм (Табл. 1) показала полное соответствие фиксируемых свойств и структуры исследованных состояний. Так коагуляция алюминидов Sc и Zr при гомогенизации привела к меньшей твердости сплава с крупными частицами из-за частичной потери эффекта дисперсионного твердения. И этот эффект сохранялся на всех этапах ВИК, обеспечив несколько большую прочность сплава с мелкими частицами за счет большего дисперсионного твердения. При этом снижение температуры ВИК сопровождалось заметным повышением прочности, в особенности предела текучести, и незначительным снижением относительного удлинения из-за увеличения плотности частиц за счет выделения β-фазы, а также увеличения плотности дислокаций и дальнейшего измельчения зерен.

Испытания полированных корсетных образцов с сечением 1×0,9 мм при знакопостоянном цикле нагружения с частотой 50Гц и коэффициентом асимметрии цикла 0,1 показали, что сопротивление усталости сплава с крупными частицами после первого этапа ВИК выше (Рис. 1а), не смотря на чуть меньший предел текучести (Табл.). При этом, судя по долговечности и пределу выносливости, определенному на базе 4×10^6 циклов, поведение сплава с крупными частицами предпочтительнее как в области мало-, так и многоцикловой усталости. После проведения трех этапов ВИК усталостные испытания показали отсутствие эффекта микроструктуры на поведение сплава: долговечность образцов с различным исходным размером выделений при всех исследованных уровнях напряжений в цикле оказались близки.

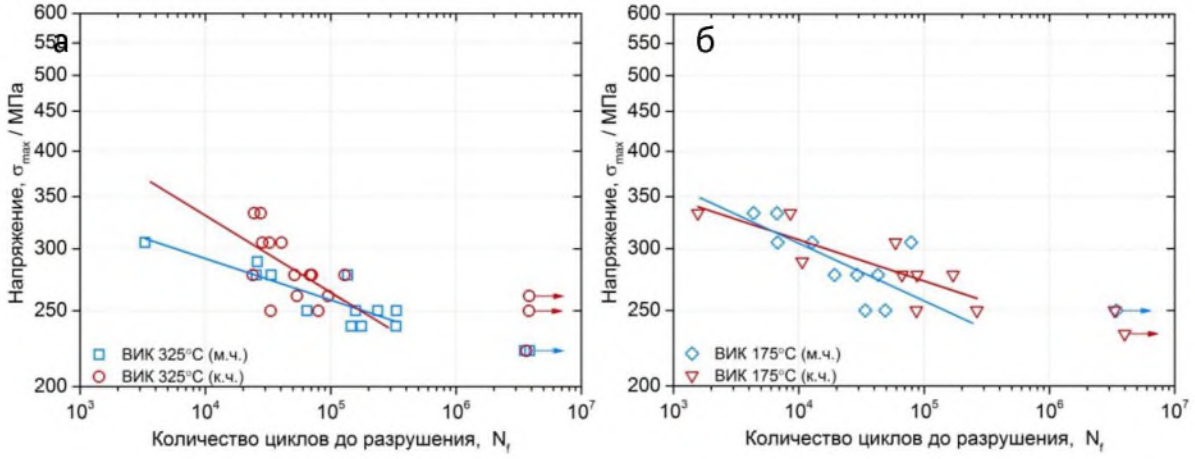


Рис. Зависимости количества циклов до разрушения сплава 1570С с крупными (◦) и мелкими (•) частицами после 1-го (а) и 3-го (б) этапов ВИК от максимальных напряжений в цикле.

Обсуждена природа обнаруженных тенденций структуро- и свойство-формирования сплава в зависимости от степени гетерогенности его исходной структуры. Обозначены основные причины и контролирующие факторы его поведения.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 16-19-10152.

НАНОКОМПОЗИТНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ДОБАВКАМИ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА И ЗОЛОТА

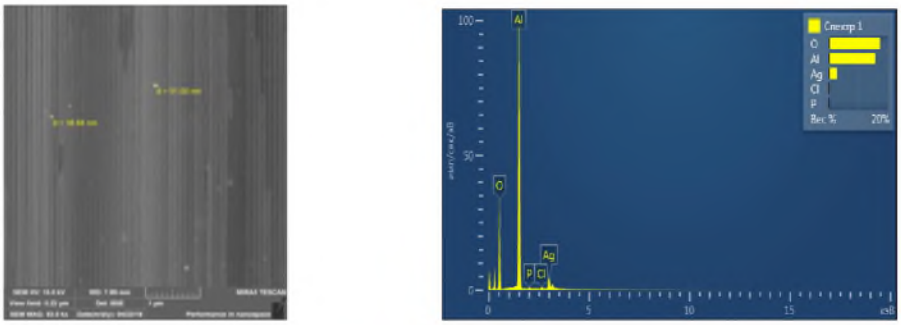
Аймуханов А.К., Ибраев Н.Х., Юсупова Ж.Б.

Карагандинский государственный университет имени академика Е.А. Букетова, Караганда
a_k_aitbek@mail.ru

Анодирование алюминия проводили в раствое 0,3М щавелевой кислоты в двухэлектродной электрохимической ячейке при 40 В. Полученные матрицы оксида алюминия отделялись от непрореагировавшего алюминия селективным растворением последнего в растворе $CuCl_2$ в HCl. Для расширения пор пленка выдерживается в растворе 5% водный раствор ортофосфорной кислоты.

Синтез наночастиц серебра в пористом оксиде алюминия осуществлялся методом контролируемой одноструйной кристаллизации. Метод основан на восстановлении аммиачного комплекса серебра восстановителем, в качестве которого использовалась муравьиная кислота. Предварительно готовится водный 0,4% раствор нитрата серебра: далее в раствор добавляли щелочь NaOH. После осаждения серебра на дно стакана, необходимо аккуратно слить верхнюю часть раствора, после добавляют 5 мл деионизованной воды. К полученному раствору добавляют 400 мкл концентрированного водного аммиака, после все перемешивают. В этот раствор окунают предварительно нагретую до 60^0C пленку оксида алюминия и добавляют 400 мкл муравьиной кислоты. Пленка выдерживается в растворе в течений 4-5 минут, после, пленку вынимают и промывают дистиллированной водой и далее сушат при температуре 60^0C. Синтез разной концентрации наночастиц в пленке осуществлялось варьированием объема муравьиной кислоты, добавляемой в ходе реакции.

Исследование микроструктуры образцов проводилось на растровом электронном микроскопе. На поперечном сколе образца (рис. 1(а)) видны параллельные прямые каналы, расположенные перпендикулярно поверхности на стенках которых видны сферические наночастицы серебра. Информация о локальном химическом (элементом) составе была получена с помощью энергодисперсионного детектора, возбуждаемого быстрыми электронами характеристического рентгеновского излучения (рис. 1(б)). Результаты измерения содержания химических элементов на поверхности оксида алюминия показали наличие серебра.



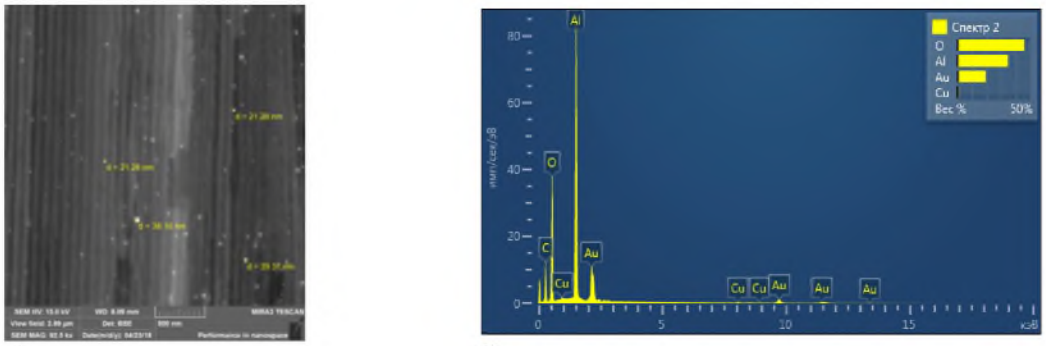
а) б)

Рис. 1. Морфология поперечного скола (а) и энергодисперсионный анализ пленки оксида алюминия (б)

Прежде чем синтезировать наночастицы золота на анодированном оксиде алюминия, во-первых необходимо было приготовить растворы $HAuCl_4$ и NaOH. В 1мл рабочий раствор Au добавляется 9 мл деионизированной воды. После был приготовлен раствор NaOH 1н концентрации. pH раствора $HAuCl_4$, добавляя раствор NaOH (1н), доводили до 10. После этого в раствор $HAuCl_4$ (pH=10) погружается пленка пористого оксида алюминия и

выдерживается в течение 2 часов при 80°С. Синтез разной концентрации наночастиц в пленке осуществлялось варьированием объема раствора NaOH, добавляемой в ходе реакции.

Морфология поперечного скола пленки, и результаты энергодисперсионного анализа показаны на рисунке 2 (а). Из полученного изображения видно что на стенках пор нанопористого оксида алюминия присутствуют наночастицы золота. Результаты измерения содержания химических элементов на поверхности оксида алюминия показали наличие наночастиц золота (рисунок 2, б).



а) б)

Рис. 2. РЭМ изображение поперечного скола пленки оксида алюминия (а) и энергодисперсионный анализ поверхности оксида алюминия (б)

На рисунке 3(а, б) показаны спектры поглощения наночастиц серебра и золота разной концентрации в пленке нанопористого оксида алюминия. Из рисунка 3(а) видно, что полоса поглощения наночастиц серебра в матрице имеет максимум на длине волне λ=387 нм. Полуширина спектра составляет 43 нм, при изменении концентрации наночастиц в пленке она составила 36 нм.



а)
1- $C_{Ag}=6\cdot10^{11}$ моль/м^2; 2- $C_{Ag}=2\cdot10^{13}$ моль/м^2.

б)
1- $C_{Au}=2\cdot10^{12}$ моль/м^2;2- $C_{Au}=7\cdot10^{13}$ моль/м^2.

Рис. 3. Спектры пог лощения наночастиц серебра (а) и золота (б) в матрице нанопористого оксида алюминия

Полоса поглощения наночастиц золота в порах имеет максимум на длине волне λ=534 нм (рисунок 3, б). Полуширина спектра составляет 52 нм, при изменении концентрации наночастиц в пленке полуширина спектра поглощения составила 42 нм.

НЕМОНОТОННЫЙ ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ИПД

Аксенов Д.А.[1,3], Фаизова С.Н.[2], Рааб Г.И.[3]

[1] *Институт физики молекул и кристаллов - обособленное структурное подразделение Федерального государственного бюджетного научного учреждения Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа, Россия*
[2] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*
[3] *Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа, Россия*
AksyonovDA@mail.ru

Методы ИПД активно изучаются уже несколько десятилетий, однако, в настоящее время остаются неизученные вопросы по структурообразованию и фазовым превращениям, ведущим к формированию повышенных физико-механических характеристик.

В условиях интенсивных пластических деформаций в сплавах реализуется не только процесс деформационно-стимулированного распада пересыщенного твердого раствора, но и обратный процесс деформационно-индуцированного процесса растворения частиц вторых фаз [1,2]. В работе получены количественные данные по размеру и распределению частиц вторых фаз, данные рентгеноструктурного анализа, а также калориметрических исследований состояний при различной степени накопленной деформации, свидетельствующие о происходящих фазовых превращениях непосредственно во время ИПД. По результатам настоящей работы показано, что немонотонный процесс формирования физико-механических свойств сплава системы Cu-Cr-Zr в условиях кручения под высоким давлением (КВД) обусловлен поочередным доминированием одного из вышеупомянутых процессов в зависимости от степени накопленной деформации. Кроме того, получение повышенных механических свойств сплава системы Cu-Cr-Zr при ИПД обусловлено процессом деформационно-индуцированного процесса растворения частиц, который обеспечивает ресурс дисперсионного твердения на этапе старения.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ 16-08-01290.

Литература:

1. Фаизов И.А., Рааб Г.И., Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Зарипов Н.Г., Гундеров Д.В., Голубев О.В. Растворение частиц вторых фаз сплава системы Cu-Cr-Zr в условиях равноканального углового прессования. // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21. № 3. С. 1387-1391. DOI: 10.20310/1810-0198-2016-21-3-1387-1391
2. Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Зарипов Н.Г., Аксенов Д.А., Фаизов И.А. Физические аспетки формирования высокопрочного состояния дисперсионно-упрочняемых сплавов при интенсивной пластической деформации кручением. // Физическая мезомеханика. 2015. Т. 18. № 4. С. 87-93.

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ

Аксёнова К.В.[1], Никитина Е.Н.[1], Громов В.Е.[1], Иванов Ю.Ф.[2,3]

[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*
[2]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*
[3]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет*
gromov@physics.sibsiu.ru

Целью настоящей работы является анализ эволюции механизмов упрочнения сталей 30Х2Н2МФА с бейнитной и 38ХН3МФА с мартенситной структурами на различных стадиях пластической деформации. Обе стали аустенизировали при температуре 950 °С, 1,5 часа и охлаждали в воде (сталь 38ХН3МФА) или на воздухе (сталь 30Х2Н2МФА). Деформацию стали с мартенситной и бейнитной структурами проводили при комнатной температуре одноосным сжатием со скоростью ~$7 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ столбиков размерами 4х4х6 $мм^3$ на испытательной машине типа «Инстрон-1185» при автоматической записи нагрузки и удлинения. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Выполненные исследования показали, что после указанной выше термической обработки в результате сдвигового механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в стали 38ХН3МФА была сформирована структура пакетного (реечного) мартенсита; в стали 30Х2Н2МФА – структура нижнего бейнита. В объеме реек присутствуют частицы цементита (более крупные в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой) и дислокационная субструктура сетчатого типа, скалярная плотность дислокаций которой выше в стали 38ХН3МФА – ~$1 \cdot 10^{11}$ $см^{-2}$ (~$0{,}7 \cdot 10^{11}$ $см^{-2}$ для стали 30Х2Н2МФА).

Электронно-микроскопические исследования, ранее выполненные нами [1, 2], позволили провести оценки вкладов различных механизмов упрочнения сталей для состояний, формирующихся на различных стадиях деформационного упрочнения. На рис. 1 приведены зависимости от степени деформации вклада в напряжение течения от различных механизмов упрочнения мартенситной (рис. 1, а) и бейнитной (рис. 1, б) сталей.

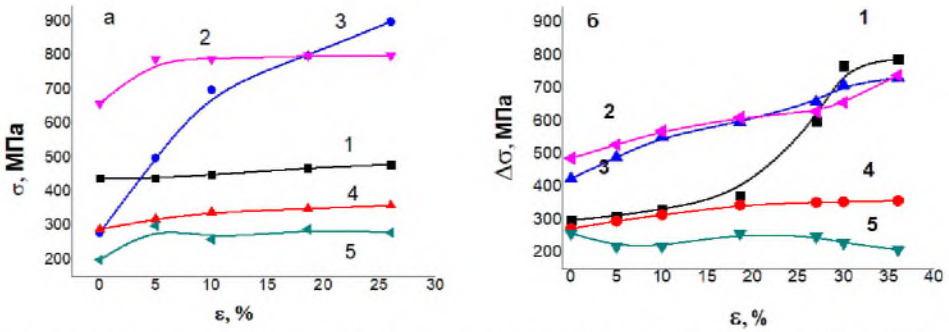


Рис. 1. Зависимость от степени деформации сталей с мартенситной (а) и бейнитной (б) структурами вклада в напряжение течения от внутрифазных границ (1), твердорастворного упрочнения (2), внутренних полей напряжений (3), дислокационной субструктуры (4) и частиц цементита (5).

Деформация стали сопровождается уменьшением продольных размеров фрагментов путем деления фрагментов формирующимися субграницами. При этом в кристаллах мартенсита этот процесс протекает более интенсивно. Для стали 30Х2Н2МФА при степени деформации $\varepsilon > 26$ % изменение средних размеров фрагментов практически прекращается. Можно предположить, что размеры фрагментов достигают некоторого критического значения (≈200 нм). Установлено, что с увеличением степени деформации *сталей величина упрочнения границами фрагментов возрастает*, причем для бейнитной стали интенсивнее

чем для мартенситной, что обусловлено уменьшением средних размеров фрагментов (рис. 1, кривые 1).

Присутствие в сталях атомов углерода и внедрение их в кристаллическую решетку приводит к ее асимметричному искажению, что способствует существенному упрочнению материала. Для закаленной стали 38ХН3МФА величина *вклада в напряжение течения от наличия атомов внедрения (углерод) и замещения* (никель, хром, молибден, ванадий) с увеличением степени деформации увеличивается, изменяясь в пределах от 660 до 800 МПа, а для бейнитной стали – также увеличивается с 490 до 740 МПа (рис. 1, кривые 2). Это обусловлено растворением частиц цементита и внедрением части атомов углерода в кристаллическую решетку железа и осаждении на дислокациях.

Важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и разрушении кристаллических материалов играют дальнодействующие поля внутренних напряжений, формируемые совокупностью дефектов материала. Выполненные в работах [1, 2] исследования показали, что средние поперечные размеры контуров уменьшаются с ростом степени деформации сталей. В*еличина дальнодействующих полей внутренних напряжений* будет увеличиваться, что обусловлено ростом кривизны-кручения кристаллической решетки сталей вследствие несовместности деформации кристаллов бейнита и мартенсита, зерен и частиц карбидной фазы. Из рис. 1 видно, что величина данного вклада значительно увеличивается, изменяясь в пределах от 280 до 900 МПа для мартенситной стали и от 425 до 733 МПа для бейнитной стали (рис. 1, кривые 3).

Пластическая деформация сталей приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций до ~$1{,}3\cdot10^{11}$ $см^{-2}$, тип дислокационной структуры при этом не меняется. С увеличением степени деформации исследуемых сталей величина *вклада, определяемого скалярной плотностью дислокаций*, в деформационное упрочнение увеличивается пропорционально росту скалярной плотности дислокаций, изменяясь аналогичным образом в пределах от 275÷290 до 360 МПа (рис. 1, кривые 4).

В сталях перед деформированием присутствуют частицы карбида железа (цементит) пластинчатой (игольчатой) морфологии, которые являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала. По данным рис. 1 можно сделать вывод, что с увеличением степени деформации 38ХН3МФА стали до ε = 10 % величина *вклада, учитывающего присутствие частиц цементита*, увеличивается, изменяясь в пределах от 200 до 300 МПа. При дальнейшей деформации стали вклад в упрочнение материала от частиц цементита снижается, что обусловлено их растворением. Для стали 30Х2Н2МФА величина данного вклада изменяется сложным образом, колеблясь в пределах от 260 до 210 МПа (рис. 1, кривые 5), что может быть обусловлено процессами растворения и повторного выделения частиц цементита при деформации стали.

Таким образом, анализ природы деформационного упрочнения сталей показал, что упрочнение исследуемых сталей носит многофакторный характер. Наибольший вклад в величину деформационного упрочнения исследуемых сталей дает упрочнение, обусловленное дальнодействующими внутренними полями напряжений и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита. Для бейнитной стали при больших степенях деформации увеличивается доля вклада упрочнения, обусловленного внутрифазными границами.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1).

Литература

1 Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Громов В.Е., Коновалов С.В. Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали при деформации // Успехи физики металлов. 2009. Т. 10. № 4. С. 391-416.

2 Громов В.Е., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф. Эволюция карбидной и дефектной подсистем стали с бейнитной структурой при деформации// Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. №3. С. 74-80.

СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ТИТАНА ВТ1-0, ПОДВЕРГНУТОГО МНОГОЦИКЛОВЫМ УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯМ

Коновалов С.В.[1], Комиссарова И.А.[2], Аксёнова К.В.[2], Громов В.Е.[2], Иванов Ю.Ф.[3,4]

[1] *Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева*
[2]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*
[3]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*
[4]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет*
gromov@physics.sibsiu.ru

Целью настоящей работы является анализ структуры поверхностного слоя технически чистого титана марки ВТ1-0, подвергнутого многоцикловым усталостным испытаниям вплоть до разрушения в условиях электростимулирования [1] и без него.

Структура поверхностного слоя титана в состоянии поставки, разрушенного в результате усталостных испытаний, имеет сравнительно тонкий (толщина слоя не превышает 4,5 мкм) поверхностный слой с нанокристаллической зеренно-субзеренной структурой. Средний размер зерен, формирующих данный слой, составляет 58,6 ± 21,5 нм. Зерна формируют разориентированные друг относительно друга слои, расположенные параллельно поверхности образца. Анализ микроэлектронограммы, представленной на рис. 1, а, выявил кольцевой характер ее строения. Данное обстоятельство свидетельствует, во-первых, о малом размере кристаллитов, формирующих микроэлектронограмму, и, во-вторых, о большеугловой разориентации данных кристаллитов, т.е. о формировании зеренно-субзеренной структуры в поверхностном слое технически чистого титана в результате усталостных испытаний.

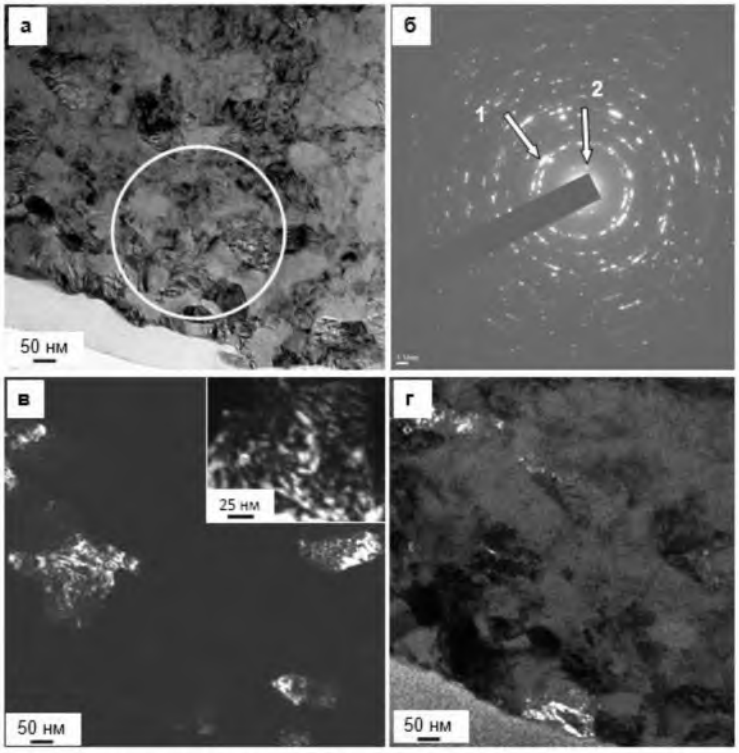


Рис. 1. Структура поперечного сечения образца технически чистого титана марки ВТ1-0, разрушенного в результате усталостных испытаний; а – светлопольное изображение поверхностного слоя (нижняя граница рисунка соответствует поверхности образца); б – микроэлектронограмма, полученная с участка, выделенного на (а) овалом; в - темнопольное изображение участка фольги (а), полученное в [002]α-Ti (рефлекс 1, указанный стрелкой на б); г – темнопольное изображение участка фольги (а), полученное в [020]Ti_3O_5 (рефлекс 2, указанный стрелкой на б).

Индицирование микроэлектронограммы, представленной на рис. 1, б, свидетельствует о многофазном состоянии поверхностного слоя материала. Основной фазой является α-модификация титана, рефлексы которой формируют кольцевую структуру. Следовательно, нанокристаллические зерна образованы α-модификацией титана. Темнопольный анализ поверхностного слоя в рефлексах кристаллической решетки α-титана выявил наличие крапчатого контраста в объеме кристаллитов (рис. 1, в). Данный факт может свидетельствовать о наличии в наноразмерных кристаллитах α-титана дефектной субструктуры. Кроме рефлексов α-титана на микроэлектронограмме выявлены рефлексы окисной фазы титана. Окислы титана располагаются в основном вдоль границ кристаллитов α-титана; частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах 10 нм (рис. 1, г). Следует отметить, что частицы окисной фазы выявлены исключительно в поверхностном наноструктурированном слое образца. В объеме образца частиц окисной фазы не обнаружены. Можно предположить, что формирование частиц окисной фазы является результатом проникновения атомов кислорода по мало- и большеугловым границам кристаллитов в процессе усталостных испытаний материала.

Электростимулирование приводит к увеличению усталостной долговечности материала в ≈1,3 раза. Установлено, что в результате усталостных испытаний в сравнительно тонком (не более 4 мкм) поверхностном слое технически чистого титана марки ВТ1-0 формируется субмикрокристаллическая структура, средний размер кристаллитов которой 422,7 ± 400 нм. Следовательно, электростимулирование образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 в процессе усталостных испытаний приводит к многократному увеличению размеров кристаллитов поверхностного слоя. Следующей особенностью зеренной структуры поверхностного слоя является сравнительно большой разброс зерен по размерам. Можно предположить, что причиной этому являются процессы рекристаллизации материала, имеющие место при электростимулировании.

Еще одной особенностью образцов технически чистого титана марки ВТ1-0, разрушенных в результате усталостных испытаний в условиях электростимулирования, является сравнительно низкий уровень изгиба кручения кристаллической решетки материала. Следовательно, электростимулирование технически чистого титана марки ВТ1-0 в процессе усталостных испытаний способствует снижению количества источников (концентраторов) внутренних полей напряжений в поверхностном слое материала.

Основной фазой исследуемого слоя титана, разрушенного в результате усталостных испытаний в условиях электростимулирования, является α-титан, вторым фазами являются частицы окислов титана, которые располагаются вдоль границ зерен и субзерен α-титана. Размеры частиц окисной фазы изменяются в пределах от 10 до 35 нм, что заметно больше размеров частиц окисной фазы, формирующихся в поверхностном слое титана, подвергнутого усталостным испытаниям без электростимулирования.

Таким образом, установлено, что электростимулирование технически чистого титана марки ВТ1-0, во-первых, сопровождается многократным увеличением размеров кристаллитов α-титана поверхностного слоя материала, что обусловлено процессами рекристаллизации; во-вторых, способствует снижению количества источников (концентраторов) внутренних полей напряжений в поверхностном слое материала, что обеспечивает снижение потенциально опасных мест трещинообразования; в-третьих, приводит к существенному увеличению размеров частиц окисной фазы, формирующихся в поверхностном слое образцов технически чистого титана при усталостных испытаниях.

Настоящая работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-32-60048 мол_а_дк. Исследование выполнено при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

Литература

1 Соснин О.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. и др. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: «Недра коммюникейшинс ЛТД», 2000, 208 с.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ

Алетдинов А.Ф.[1], Миронов С.Ю. [1,2], Корзникова Г.Ф. [1], Зарипова Р.Г. [3], Мышляев М.М. [4,5]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
[2]Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai
[3]Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
[4]Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова РАН, Москва
[5]Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка
a.aletdinov@mail.ru

Возможность существенного улучшения механических свойств вызывает значительный интерес к разработке ультрамелкозернистых материалов. Как правило, это достигается применением интенсивных методов пластической деформации, но эти методы трудоемки и трудно применимы для изготовления коммерческих изделий, поскольку требуют применения специального оборудования. Однако в метастабильных аустенитных сталях ультрамелкозернистая структура может быть получена путем криогенной прокатки с последующим отжигом с использованием стандартного прокатного оборудования. Считается, что снижение температуры деформации может повысить эффективность измельчения зерна при термомеханической обработке. Этот подход основан на индуцированном деформацией мартенситном превращении при холодной деформации и последующей обратном аустенитном превращении во время термообработки.

Деформация в криогенных условиях должна увеличить движущую силу как для мартенситного превращения во время деформации, так и для обратного аустенитного превращения и рекристаллизации во время последующего отжига. В свете этих преимуществ обработка метастабильных аустенитных сталей при криогенных температурах в последнее время вызвала значительный интерес.

В данной работе были изучены механические свойства метастабильной аустенитной стали 12Х18Н10Т, подвергнутой прокатке в криогенных условиях. Были получены заготовки со степенью деформации 5, 10, 15, 23, 30 и 45 %. Для определения характеристик прочности и пластичности были проведены испытания на растяжение при комнатной температуре и получены изображения изломов и деформационного рельефа. Обнаружено, что с увеличением степени деформации наблюдается существенное рост прочности и предела текучести. Максимальная прочность достигает 1490МПа, при этом пластичность снижается.

Для выявления механизмов деформации, наряду с механическими испытаниями были проведены структурные исследования, включая EBSD анализ.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-42-020426). Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

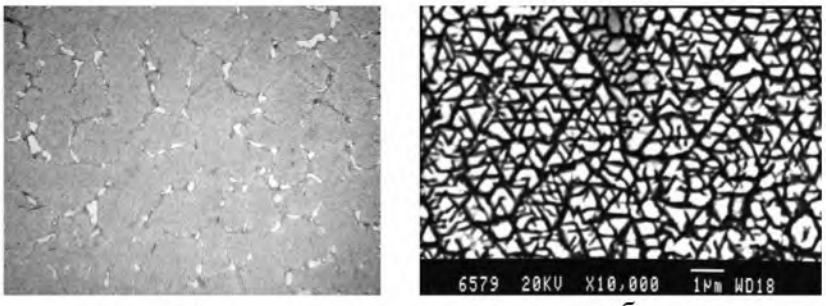
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ КАК МАТЕРИАЛ ДЛЯ БЛИСКА ГТД

Аргинбаева Э.Г.[1], Базылева О.А.[1], Поварова К.Б.[2], Дроздов А.А.[2], Галиева Э.В.[3]

[1] *«Всероссийский институт авиационных материалов» ГНЦ РФ, г. Москва*
[2]*Институт металлургии и материаловедения РАН им. А.А. Байкова, г. Москва*
[3]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*
elargin@mail.ru.ru

Зона горячего тракта газотурбинных двигателей – является таковой в прямом и переносном смысле: высокие температуры и напряжения. Диски и лопатки – самые ответственные детали турбины, для них применяются высокожаропрочные никелевые деформируемые (ЭП741, ЭК61 и др.) и жаропрочные литейные никелевые суперсплавы (ЖС6У, ЖС32 и др.), соответственно. С ростом требований по достижению температуры газа на входе в турбину 2200К, важнейшим опросом является выбор материалов, имеющих более высокие рабочие температуры. Интерметаллидные сплавы на основе никеля марки ВКНА/ВИН – материалы, которые в ближайшее время могут заменить жаропрочные никелевые суперсплавы. Они работоспособны при температурах до 1200° С, легированы меньшим количеством дорогостоящих тугоплавких элементов и имеют более низкую (на 10-15%) плотность [1].

Микроструктура сплавов гетерофазная, состоит из осей дендритов в виде ($\gamma'+\gamma$), между дендритов находится γ'-фаза (Рис. 1). Наибольшие значения жаропрочности интерметаллидные никелевые сплавы, имеют при монокристаллическом литье с кристаллографической ориентацией (КГО) [111] (Таблица 1).



а б

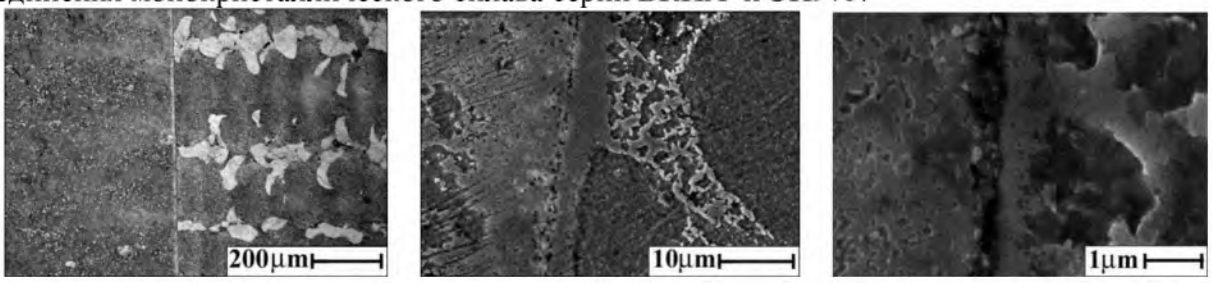
Рис. 1. Микроструктура интерметаллидного сплава ВКНА-1В, поперечный шлиф: а – дендритная структура, ось дендрита

Таблица 1. Механические свойства монокристаллов интерметаллидных никелевых сплавов с КГО [111]

Марка сплава	∑(Mo,W,Re) масс. %	ρ кг/м^3	Предел длительной прочности (МПа) при температурах			
			900°С		1200°С	
			100 ч	500ч	100ч	500ч
ВКНА-1В	6,5	7,94	250	190	43	30
ВКНА-25	9,3	8,1	440	360	48	40

Сплавы ВКНА применяются серийно для изготовления элементов камеры сгорания, створок и проставок сопла, сопловых лопаток, проведено технологическое опробование при изготовлении детали «блиск» для вертолетного двигателя в качестве материала лопатки. Изготовление подобных деталей – перспектива развития малогабаритных газотурбинных двигателей.

Исследования возможности соединения типа «блиск» из интерметаллидного сплава и жаропрочного дискового сплава для вертолетного двигателя осуществлялось методами сварки и пайки. Однако, в виду особенностей техпроцесса в зоне соединения могут возникнуть немалые термические напряжения, которые приводят к образованию микротрещин. Интересным является способ соединения методом формирования твердофазных соединений (ТФС) [2]. Ввиду термостабильной структуры и высоких температур плавления интерметаллидных сплавов, подобное соединение осуществимо за счет пластической деформации деформируемого сплава. Авторы проводили подобные исследования в рамках совместного гранта РФФИ. Приведем пример твердофазного соединения монокристаллического сплава серии ВКНА и ЭП975.



а б в

Рис. 2. Микроструктура зоны ТФС сплава ВКНА и ЭП975.

Анализ структуры показал, что твердофазная сварка прошла, наблюдается зона ТФС, в зоне «шва» обнаружены мелкие поры. Согласно микрорентгеноспектральному анализу, в зоне ТФС происходит диффузия атомов металлов с маленьким атомным радиусом. Т.к. никелевый сплав ЭП975 содержит большее количество кобальта, вольфрама, хрома и ниобия по сравнению с интерметаллидным сплавом. Протекает встречная диффузия элементов: кобальта и хрома из сплава ЭП975 в интерметаллидный сплав, никеля из интерметаллидного сплава в сплав ЭП975, а диффузия вольфрама и ниобия в интерметаллидный сплав, и молибдена в сплав ЭП975 затруднена. Таким образом твердофазная сварка и лопаточного интерметаллидного сплава и дискового никелевого сплава в условиях высокотемпературной сверхпластичности происходит диффузионным путем с образованием γ-твердого раствора на основе никеля, который обеднен алюминием по отношению к обоим сплавам [3]. Со стороны интерметаллидного сплава формируется широкий диффузионный слой в области двухфазных ($\gamma'+\gamma$) дендритов за счет утолщения γ-фазы (рис. 2 б), при этом диффузионный γ-слой со стороны интерметаллидного сплава содержит большее количество алюминия, чем слой со стороны никелевого сплава. Тем не менее, монокристальная структура интерметаллидного сплава сохраняется.

Проведенные исследования позволили удостовериться, что интерметаллидные никелевые сплавы перспективны для изготовления лопатки деталей типа «блиск» методом сварки давлением в условиях сверхпластичности.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-19-00685.

Литература

1. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю. Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы // Авиационные материалы и технологии, 2012. №S. 57–60
2. Поварова К.Б., Валитов В.А., Овсепян С.В., Дроздов А.А., Базылева О.А., Валитова Э.В. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («блисков») и способа их соединения // Металлы. 2014. № 5. С. 61-70.
3. Овсепян С.В., Базылева О.А., Летников М.Н., Аргинбаева Э.Г. Расчет стабильности неразъемного соединения жаропрочных никелевого и интерметаллидного сплавов // Вопросы материаловедения. 2014. № 2 (78). С. 155-162.

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ

Афанасьев Д.А.[1,2], Ибраев Н.Х.[1]

[1]*Институт молекулярной нанофотоники, Карагандинский государственный университет им. Е.А. Букетова, Караганда*
[2]*Институт прикладной математики, Караганда*
a_d_afanasyev@mail.ru

Разработка методов синтеза наночастиц металлов является одной из актуальных задач современного материаловедения. Основное внимание уделяется синтезу, таких наночастиц (НЧ), как серебро и золото. Разработке методов синтеза других видов НЧ металлов уделяется меньше внимание. Одним из перспективных материалов для использования в различных оптико-электронных устройствах являются НЧ алюминия. Поэтому важным является поиск методов синтеза НЧ алюминия с известными характеристиками. Поэтому в данной работе приведены результаты синтеза наночастиц Al методом лазерной абляции и исследование их оптических свойств.

Для синтеза наночастиц Al использовался метод лазерной абляции в жидкости. Для абляции использован твердотельный Nd:YAG лазер (SOLAR LQ 215). Использована вторая гармоника лазера λген =532 нм, Еимп =90 мДж, τ=7 нс, ν=20 Гц. Излучение лазера направлялось с помощью зеркала и фокусировалось линзой на горизонтально расположенную мишень – алюминиевую пластину, находящуюся в кювете с жидкостью.

Для абляции использовались различные растворители. Данные по времени абляции приведены в таблице 1. Средние размеры полученных наночастиц Al были определены методом динамического рассеяния света на анализаторе размера частиц Zetasizer Nano ZS. Результаты приведены в таблице 1.

Как показано в ряде работе размер полученных НЧ зависит от температуры кипения жидкости. Действительно, для жидкости с высокой температурой кипения (хлорбензол) образуются НЧ с наименьшим размером, для раствора с низкой температурой кипения (этанол) получены НЧ с наибольшим размером.

Таблица 1 – Основные характеристики процесса лазерной абляции и оптические свойства НЧ алюминия

Среда	Время абляции (мин)	Температура кипения, °С	Размер частиц (нм)	λ_{abs}^{max}, нм	$\lambda_{1/2}$, нм
Этиловый спирт	10	78	50	199	114
Вода	4	100	22	196, 209, 263	34 17 40
Хлорбензол	2	131	15	229 265	13 41

Регистрация спектров поглощения исследуемых образцов осуществлялось на спектрофотометре Cary 300 (Agilent Основные характеристики спектров поглощения приведены в таблице 1. Спектры поглощения для НЧ в воде и этиловом спирте имеет основной максимум в области 195-200 нм и хорошо согласуются со спектральными данными полученными в других работах [1, 2]. Для водного раствора НЧ Al спектр поглощения содержит дополнительные полосы с максимумами на 209, 263. В случае раствора НЧ Al в хлорбензоле спектр поглощения имеет максимумы на 229, 264 и нет максимума на 195-200 нм. При абляции алюминиевой мишени в хлорбензоле цвет раствора становится желтым. В

воде и этиловом спирте при абляции изменения цвета раствора не наблюдается. Как показано в работе [3], при абляции металлов в органических растворителях НЧ металлов образуются с углеродной оболочкой. Поэтому в данном случае так же возможно образование частиц Al с углеродной оболочкой.

Проводилась симуляция спектров экстинкции, поглощения и рассеяния полученных растворов НЧ Al. Использовалась программа Mie plot V.4.4.11. Для расчетов использовались диэлектрические характеристики Al и Al_2O_3 приведенные в [4, 5]. Сравнение спектров поглощения НЧ Al в водном растворе и симулированных спектров НЧ с разным размером показывает, что в водном растворе должны присутствовать НЧ с размером от 9 до 11 нм. Наличием частиц с таким размеров позволяет объяснить присутствие в спектрах поглощения максимумов на 196, 209 нм. Появление полосы поглощения с максимумом на 263 нм можно объяснить присутствием НЧ с размером 26-27 нм.

Таким образом, результаты прямого измерения размеров НЧ Al в водном растворе не соответствуют результатам анализа спектров поглощения и симуляции спектров экстинкции водных растворов НЧ Al. Как показали результаты, приведенные в работе [8], при лазерной абляции алюминия в воде кроме НЧ Al происходит образование оксида алюминия (Al_2O_3). Однако, сравнение полученных спектральных данных с данными по поглощению НЧ и симуляции спектров НЧ Al_2O_3 показало, что спектры синтезированных НЧ невозможно объяснить образованием только НЧ Al_2O_3. Поэтому, данные результаты свидетельствуют о фомировании наноструктур на основе Al и Al_2O_3, при этом диаметр НЧ Al может быть в два раза меньше, чем размер наноструктур, сформированных в воде.

Дополнительным фактором, указывающим на формирование оксида алюминия в результате лазерной абляции может быть люминесценция, наблюдаемая для синтезированных НЧ. Спектр люминесценции НЧ Al полученных методом лазерной абляции содержит, как полосы наблюдаемые, так и отсутствующие в спектре люминесценции НЧ Al_2O_3. Так в спектре люминесценции НЧ Al наблюдаются полосы люминесценции с максимумом на 380, 403, 426 и 486 нм. В спектре люминесценции НЧ Al_2O_3 более выраженны полосы на 425 и 486 нм. При этом все полосы наблюдаемые в спектрах регистрироваись и в других работах. Данные полосы были отнесены к люминесценции различных F центров крисаллического Al_2O_3 [6].

Таким образом, проведенные исследования показали, что при лазерной абляции алюминия в различных растворителях происходит формирование НЧ Al. Размер НЧ зависит от свойств растворителя, использованного для абляции. Измерены спектры поглощения и люминесценции синтезированных НЧ. Анализ спектров поглощения и люминесценции водного раствора НЧ Al показал, что при лазерной абляции в воде происходит формирование наноструктур Al– Al_2O_3.

Литература

1. Kumar Bh., Thareja R.K. Synthesis of nanoparticles in laser ablation of aluminum in liquid// JOURNAL OF APPLIED PHYSICS. 2010. V.108, P.064906(1-6).
2. Baladi A., Mamoory R.S. Study on wavelength and energy effects on pulsed laser ablation synthesis of aluminum nanoparticles in ethanol// Fifth International Conference on MEMS NANO, and Smart Systems. 2009. P.218-221.
3. Крутяков Ю.А., Кудринский А.А., Оленин А.Ю., Лисичкин Г.В. Синтез и свойства наночастиц серебра: достижения и перспективы// Успехи химии. 2008. Т.77, №3. С.242–269.
4. Rakic A.D. Algorithm for the determination of intrinsic optical constants of metal films: application to aluminum// Applied Optics. 1995. V.34. I.22, P. 4755-4767.
5. Malitson I.H., Dodge M.J. Refractive Index and Birefringence of Synthetic Sapphire// J. Opt. Soc. Am. 1972 V.62, P.1405.
6. Abdolvahab A., Farjami Sh.S., Taheri Gh.R. Intrinsic luminescence centers in γ- and θ-alumina nanoparticles// Chinese Physics B. 2017. V.26(3). P.036101.

ОБРАЗОВАНИЕ ТРИТИЯ НА ДИСЛОКАЦИЯХ

Афоничев Д.Д.

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

Работа посвящена исследованию холодного ядерного синтеза, впервые осуществленного американскими электрохимиками Мартином Флешманом и Стенли Понсом в 1989 году. Хотя некоторые положения их работ подтверждены в ряде исследований, это явление считается спорным. До сих пор нет общепринятого механизма этого процесса и нет воспроизводимых результатов по наработке значительного количества продуктов реакции слияния ядер дейтерия в металлической матрице.

Нами был предложен механизм протекания холодного ядерного синтеза [1], основанный на взаимодействии ядер дейтерия при движении иона D^{2+} в длинномерных дефектах в металлической матрице. Движение в переменном поле кристаллической решетки проводит к усилению колебаний дейтронов и при определенной амплитуде происходит перенос нейтрона от одного ядра дейтерия к другому с образованием трития и ядра обычного водорода - протона.

Дальнейшие наши работы были посвящены доказательству этого механизма. Предполагалось, что взаимодействие дейтронов будет протекать на скоплениях дислокаций, образовавшихся при деформировании тонкостенной мембраны растяжением до начала пластической деформации. Эксперименты проводились с фольгами из Pd, Ni, Ta и W. Первые положительные результаты по наработке трития зарегистрированы для Pd [2]. Поскольку повторяемости результатов на Pd - мембране не было получено, отработка методики эксперимента проводилась на мембранах из Ni. Обнаружено, что в условиях эксперимента происходит рекристаллизация деформированного никеля. Известно, что для чистых металлов температура начала рекристаллизации снижается при увеличении степени деформации. В этом случае исчезают скопления дислокаций и, как следствие, образование трития не происходит.

Использование мембран из тугоплавких металлов, для которых температура рекристаллизации значительно выше, позволило получить повторяемые результаты. Получено превышение концентрации трития в экспериментах с Ta и W. Повторное использование вольфрамовой мембраны, на которой получено накопление трития, показало полное отсутствие трития в последующих экспериментах.

В результате проведенных исследований можно сделать вывод, что в использованных металлах, с подготовленной структурой, синтез трития происходит. Количество синтезированного трития примерно одинаково для металлов, имеющих различную природу взаимодействия с изотопами водорода. Это подтверждает правильность предложенного механизма взаимодействия дейтерия в металлической матрице.

Литература

1. Afonichev D.D. Mechanism of cold fusion via tritium channel // International Journal of Hydrogen Energy. 2006. V. 31. No 4. P. 551-553.
2. Афоничев Д.Д., Галкин Е.Г., Хуснуллин А.М. Низкоэнергетическая ядерная реакция дейтерия в палладиевой мембране // Перспективные материалы. 2011. Спец. вып. № 12. С. 37-41.

ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНАЯ СКАНИРУЮЩАЯ КАЛОРИМЕТРИЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ $K_{0.1}Cu_{1.9}S$, $K_{0.2}Cu_{1.8}S$

Ахметгалиев Б.М. [1], Балапанов М.Х. [2], Ишембетов Р.Х. [1], Кубенова М.М. [2], Кутербеков К.А. [2], Якшибаев Р.А. [1]

[1] *Башкирский государственный университет, Уфа*
[2] *Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева, Астана, Казахстан*
BalapanovMK@mail.ru

Сульфиды меди имеют потенциал практического применения в солнечных элементах, термоэлектрических генераторах, оптических фильтрах, устройствах твердотельной ионики, и т.п. [1-4]. Широкая область гомогенности сульфида меди по металлической подрешетке (от Cu_2S до $Cu_{1.75}S$) позволяет легирование его другими металлами с сохранением типа кристаллической структуры, позволяя получать гомогенные образцы с нужными полезными свойствами. В данной работе сделана попытка изучить влияние замещения меди калием в пределах области гомогенности сульфида $Cu_{2-x}S$ на электрофизические и тепловые свойства.

Имеются сведения, что в квазибинарных системах с тяжелыми щелочными катионами (типа Cu_2S-K_2S, Cu_2S-Rb_2S, Cu_2S-Tl_2S) образуются несоразмерные квазиодномерные структуры с общей формулой ACu_7S_4 (A = Tl, K, Rb) [5], что эквивалентно формуле $A_{0.25}Cu_{1.75}S$. Однако, по нашему мнению, при меньшей концентрации щелочного металла образования подобной фазы может и не происходить.

Наноматериалы $K_xCu_{2-x}S$ (x = 0,1; 0,2) были синтезированы в расплаве смеси гидрооксидов NaOH и KOH при температуре около 165 ^oC. Все реагенты (CuCl, NaCl, Na_2S*9H_2O) закладывались в нагретый тефлоновый сосуд одновременно. Наноструктура формировалась в течение нескольких часов. Полученный в виде осадка продукт промывали дистиллированной нагретой водой, затем чистым этанолом. Размеры частиц полученного порошка были в пределах от 20 до 200 нм. Из порошка под давлением 2-3 т/см^2 были спрессованы образцы для исследований кинетических свойств.

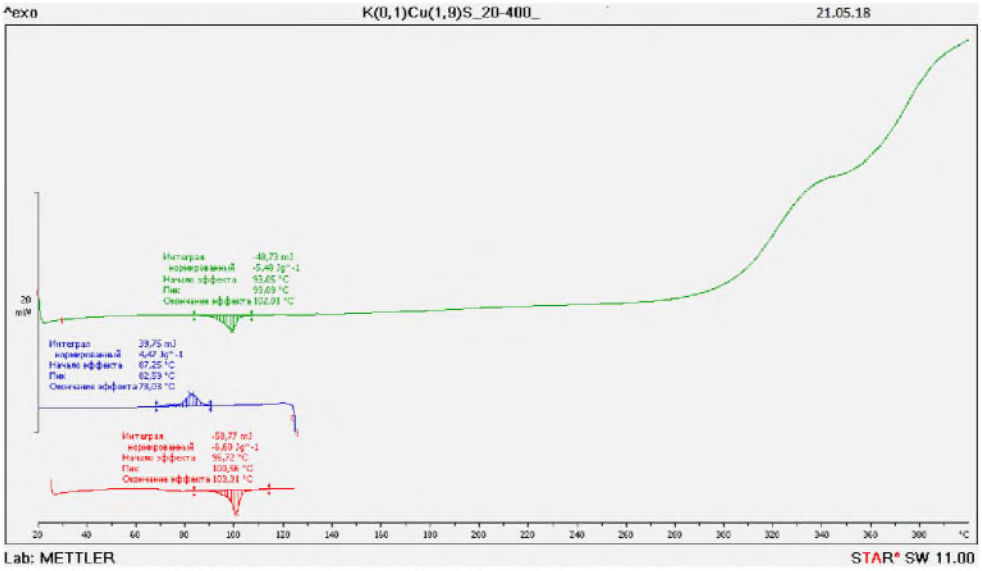


Рис. 1. Кривая ДСК для образца $K_{0.1}Cu_{1.9}S$, полученная в атмосфере воздуха.

На рис. 1. представлена кривая дифференциальной сканирующей калориметрии для образца $K_{0.1}Cu_{1.9}S$, полученная в атмосфере воздуха на приборе DSC-1 фирмы Mettler.

На кривой ДСК виден эндотермический тепловой эффект, сопровождающий фазовый суперионный переход. Удельная теплота фазового перехода составляет 5.5 мДж·г$^{-1}$. Начало

фазового перехода соответствует 93 °С, окончание 102 °С. Температура перехода соответствует фазовому переходу из низкотемпературной орторомбической фазы сульфида меди в среднетемпературную гексагональную модификацию, проявляющую высокую ионную проводимость [1].

Около 300 °С на рис. 1 наблюдается начало плавной экзотермической «ступеньки» , предваряющей короткое плато в интервале 330- 340 °С. Согласно литературным данным, подобное поведение сигнала ДСК может быть связано с началом интенсивного окисления материала кислородом воздуха. При 340 °С на ДСК кривой отмечено начало другой экзотермической трансформации, которая может соответствовать следующей степени окисления материала.

На ДСК-кривой сплава состава $K_{0.2}Cu_{1.8}S$ было зафиксировано уменьшение эндотермического теплового эффекта около 100 °С до 1.6 мДж·г$^{-1}$.

На температурной зависимости электронной проводимости $K_{0.1}Cu_{1.9}S$ (рис.2), снятой в инертной среде аргона, также как на кривой ДСК отмечается резкий пик около 100 °С.

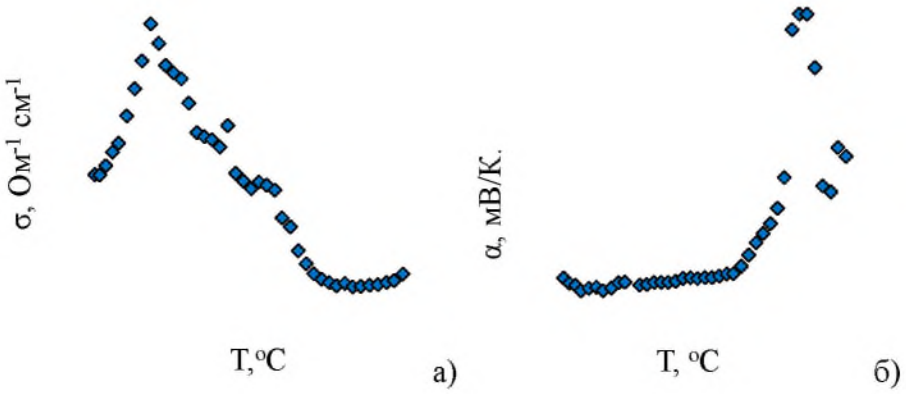


Рис. 2.Температурные зависимости электронной проводимости (а) и коэффициента электронной термо-э.д.с. (б) сплава $K_{0.1}Cu_{1.9}S$

Также были измерены коэффициент Холла, рассчитаны холловская подвижность, концентрация носителей заряда в зависимости от температуры. Из экспериментальных данных коэффициента Холла с некоторыми допущениями рассчитаны параметры: *n* и холловская подвижность носителей (дырок). Значения концентрации носителей заряда в $K_{0.1}Cu_{1.9}S$ лежат в интервале $(10\text{-}15)\cdot10^{-18}$ см$^{-3}$,а холловская подвижность в зависимости от температуры меняется в пределах 2.2-7.2 см^{2}В$^{-1}$с$^{-1}$.

В работе обсуждаются связь условий синтеза, фазового состава, размеров частиц образцов с электрическими и тепловыми свойствами синтезированных сплавов.

Литература

1. Абрикосов Н.Х., Банкина В.Ф., Порецкая Л.В., Скуднова Е.В., Чижевская С.Н. Полупроводниковые халькогениды и сплавы на их основе. М.: Наука, 1975, 220 с.
2. Y.Q. Tang, Z.H. Ge and J. Feng. Synthesis and Thermoelectric Properties of Copper Sulfides via Solution Phase Methods and Spark Plasma Sintering // Crystals. 2017. V.7. P.141.
3. Scheer R. and Schock H.-W. Chalcogenide Photovoltaics: Physics, Technologies, and Thin Film Devices. Ed. WILEY-VCH Verlag & Co. KGaA, Germany. 2011, 386 p.
4. Qin P., Qian X., Ge Z.-H., Zheng L., Feng J. and Zhao L.-D.. Improvements of thermoelectric properties for p-type $Cu_{1.8}S$ bulk materials *via* optimizing the mechanical alloying process // Inorg. Chem. Front. 2017. V.4. P.1192-1199.
5. T. Ohtani, J. Ogura, H. Yoshihara and Y. Yokota. Physical Properties and Successive Phase Transitions in Quasi-One-Dimensional Sulfides ACu_7S_4 (A = Tl, K, Rb) // J. Solid State Chem. 1995. V.115. P. 379 - 389.

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБРАЗЦАХ ИЗ РАЗНОИМЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ NI ПРИ ИХ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ

Ахунова А.Х.[1,2], Валитов В.А.[1,3], Галиева Э.В.[1]

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

Одним из основных материалов, используемых в авиадвигателестроении, являются жаропрочные сплавы на основе никеля. При этом различные детали и узлы двигателя часто изготавливаются из разнородных жаропрочных сплавов. Для получения неразъемных соединений таких деталей перспективным является использование сварки давлением. Работоспособность двигателя определяется, главным образом, качеством соединения его узлов и деталей, поскольку наличие дефектов в таких местах может привести не только к разрушению этой детали, но и к разрушению всего двигателя. Поэтому повышение качества сварного соединения в таких деталях является актуальной задачей.

В данной работе методами конечно-элементного моделирования исследован процесс сварки давлением, при которой обеспечивается максимальная сдвиговая деформация образцов из разнородных интерметалидных жаропрочных сплавов.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке (осесимметричная задача) с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. На рис. 1 представлена конечноэлементная модель образцов, имитирующих диск и вал. В качестве материала для диска был выбран деформируемый жаропрочный сплав ЭП975 в ультрамелкозернистом состоянии, для вала – сплав типа ВКНА. Сварка проводилась при температуре 1125 °С.



Рис. 1. Конечно-элементная модель детали «диск-вал».

Деформируемые тела разбивали на двадцатиузловые изопараметрические конечные элементы с квадратичной аппроксимацией поля перемещений. Количество элементов диска – 2600, вала – 2500. Внешнее воздействие на вал задавалось перемещением траверсы со скоростью 10^{-4} $с^{-1}$.

Диск имел форму цилиндра с отверстием конической формы. При моделировании было рассмотрено три угла конусности - 1°, 2° и 3°.

По картинам распределения интенсивности деформаций и напряжения, полученных в результате моделирования, можно заключить, что в диске формируется равномерное напряженно-деформированное состояние. При этом, с увеличением конусности отверстия, увеличиваются как степень деформации, так и напряжения.

Степени деформации вала очень малы и не превышают 0,001. Бóльшая степень локальной деформации достигается в той части вала, которая непосредственно приходит в контакт с диском.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ №18-19-00685

Литература

1 Валитов В.А., Ахунова А.Х., Галиева Э.В., Дмитриев С.В., Лутфуллин Р.Я., Жигалова М.Ю. Исследование напряженно-деформированного состояния и микроструктуры в зоне твердофазного соединения типа диск-вал из разноименных сплавов на основе никеля // Письма о материалах. 2017. Т. 7. № 2 (26). С. 180-185.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ COCROFT&LATHAM

Ахунова А.Х.[1,2], Валеева А.Х.[1], Валеев И.Ш.[1]

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

Создание в металлах и сплавах микроструктуры, обладающей оптимальным сочетанием механических характеристик, таких как высокие прочность и пластичность, является одной из основных задач материаловедения. Добиться этого, в частности, можно измельчением зерна в исходной заготовке. Наиболее эффективным способом модификации микроструктуры в объеме заготовки являются процессы интенсивной пластической деформации (ИПД). Одним из традиционных методов ИПД, с помощью которого возможно получение ультрамелкозернистой структуры, является равноканальное угловое прессование (РКУП). В данной работе методами конечно-элементного моделирования с использованием критерия разрушения Cocroft&Latham исследован процесс РКУП прутка из баббита Б83 [1].

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. Материал прутка задавался экспериментальными кривыми, полученными при осадке образцов из баббита Б83 при комнатной температуре. Матрица принималась абсолютно жестким телом. Моделирование РКУП проводилось для диапазона предельных значений критерия Cocroft&Latham от 0,1 до 0,6 при температуре испытаний 20 °С, скорости деформирования 1 мм/мин и коэффициенте трения, равном 0,3.

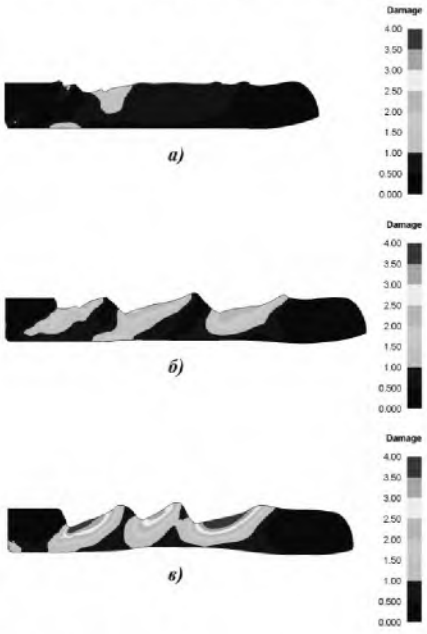


Рис. 1. Распределение значений показателя критерия разрушения Cocroft&Latham для предельных значений: 0,1 (*а*), 0,3 (*б*), 0,6 (*в*).

Для проведения моделирования с использованием критерия разрушения Cocroft&Latham, необходимо знать его предельные значения, которые определяются по результатам стандартных механических испытаний образцов. Как правило, найденные значения различаются в зависимости от вида испытаний. Кроме того, схемы напряженно-деформированного состояния данных испытаний и изучаемого процесса могут быть близки, но не идентичны, что тоже сказывается на точности найденных предельных значений. В работе исследовались закономерности влияния предельных значений критерия на результат моделирования процесса РКУП на примере прутка из баббита Б83. На рис. 1 приведено распределение значений показателя критерия разрушения Cocroft&Latham для предельных значений из рассмотренного диапазона. По результатам моделирования можно заключить, что процесс РКУП баббита сопровождается гребнеобразованием. При этом, с увеличением предельного значения увеличивается как количество гребней, так и глубина складок.

Литература

1. Ахунова А.Х., Валеева А.Х., Валеев И.Ш. Расчет параметра поврежденности при равноканальном угловом прессовании баббита Б83 с использованием компьютерного моделирования // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. № 3. С. 322-326.

УНИКАЛЬНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУР: АУКСЕТИЧНОСТЬ И ПОВЫШЕННАЯ ТВЕРДОСТЬ

Баимова Ю.А.[1,2]

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

Различные углеродные наноматериалы являются перспективными объектами для создания новых трехмерных наноматериалов со сложной архитектурой, обладающих уникальными физическими, электронными и механическими свойствами. Прогнозируется их применение в электронике, для создания композитов нового поколения, в энергетике, биомедицине, для разработки нового поколения суперконденсаторов, эффективных фильтров и др. Однако в настоящее время большинство таких структур почти не исследованы и получены лишь в лабораторных условиях. Мало изученными являются их устойчивость, детали атомной структуры, природа химических связей, а также свойства – электронные, термические, механические и др.

В работе представлены результаты численного моделирования методом молекулярной динамики деформационного поведения углеродных структур, которые содержат атомы углерода с различными координационными числами и, соответственно, разными электронными конфигурациями и свойствами, а также исследование различных механических свойств. Моделирование проводилось с использованием пакета моделирования LAMMPS с адаптированным эмпирическим потенциалом межмолекулярного взаимодействия AIREBO. Данный потенциал был успешно использован для исследования тепловых и механических свойств различных углеродных систем, таких как углеродные нанотрубки и графен [1,2].

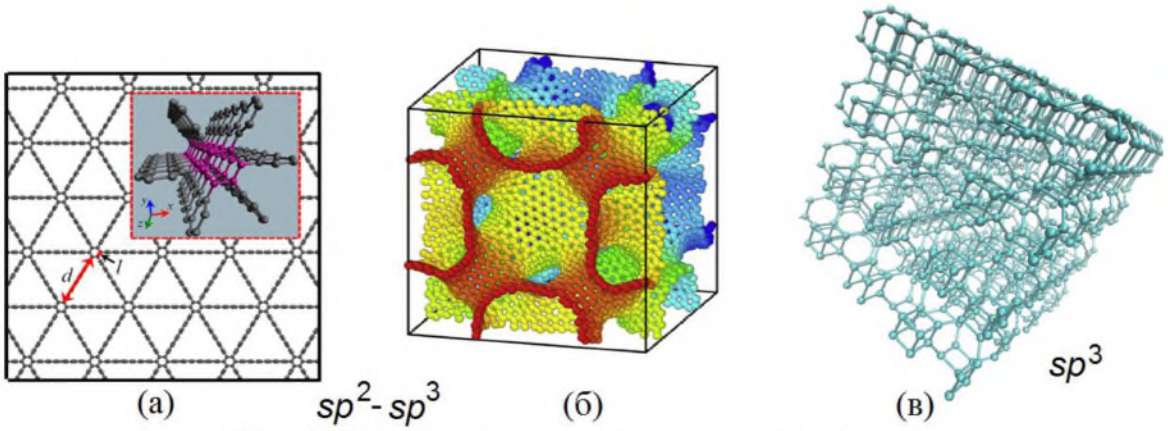


Рис. 1. Примеры углеродных структур-ауксетиков

Литература

1. Baimova J.A., Liu B., Dmitriev S.V., Zhou K., Nazarov A.A. Effect of Stone-Thrower-Wales defect on structural stability of graphene at zero and finite temperatures // EPL. 2013. V. 103. N 4. P. 46001.
2. Баимова Ю.А., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. Механические свойства объемных углеродных материалов // ФТТ. 2014. Т. 56. № 10. С. 1946.

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПАЛЛАДИЯ

Бачурин Д.В. [1,2], **Назаров А.А.** [2]

[1]*Institute for Applied Materials, Karlsruhe Institute of Technology, Germany*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
dmitry.bachurin@kit.edu

Экспериментальные и теоретические исследования показывают, что присутствие пор, отжиг при умеренных температурах, а также примеси других элементов могут влиять на поведение нанокристаллических материалов при пластической деформации. Целью настоящей работы является исследование влияния внутренних напряжений на деформационное поведение нанокристаллического палладия. В отличие от предыдущих работ, внутренние напряжения не создаются путем искусственных изменений в структуре границ зерен, связанных с внесением некоторого беспорядка, путем удаления зернограничных атомов или созданием внесеных зернограничных дислокаций. Вместо этого различный уровень внутренних напряжений достигается вполне естественным путем, а именно, проведением релаксации напряжений в предварительно деформированном образце.

Все молекулярно-динамические расчёты проводятся с использованием потенциала межатомного взаимодействия для палладия, основанного на методе погруженного атома. Начальная трехмерная структура размером $41\times41\times41$ нм^3 содержит 100 случайно ориентированных по отношению друг другу и не содержащих дефектов зерен. Периодические граничные условия используются во всех трех взаимно перпендикулярных направлениях. Расчётная ячейка содержит 4,6 миллионов атомов.

Изначально образец одноосно деформируется при постоянной скорости деформации 10^8 с$^{-1}$ до 3% сжатия. После чего проводится процедура релаксации напряжений, то есть расчётная ячейка выдерживается при фиксированном размере вдоль направления деформации, в то время как вдоль других направлений ячейка может свободно изменять свои линейные размеры. Такая релаксация внутренних напряжений проводится до 500 пс, после чего два образца, соответствующие релаксации в течение 50 и 500 пс, далее подвергаются одноосному сжатию вдоль той же оси и при той же скорости деформации.

Молекулярно-динамические расчеты показывают, что релаксация напряжений в предварительно деформированной структуре сопровождается уменьшением внутренних напряжений и изменением атомного объёма как внутри зерен, так и в границах. Оказалось, что чем дольше время релаксации напряжений, тем больше наблюдаемый при деформации предел прочности нанокристаллического палладия. В работе предлагается объяснение обнаруженному эффекту, связанному с релаксацией в соседних зернах неоптимизированного жесткого сдвига, который является основным деформационным механизмом. Зависимость предельной прочности от времени релаксации напряжений позволяет сделать предположение о том, что аналогичные эффекты могут наблюдаться при высокочастотном циклическом нагружении наноструктурных материалов.

Литература

1. Bachurin D.V., Gumbsch P. Atomistic simulation of the deformation of nanocrystalline palladium: the effect of voids // Model Simul Mater Sc 2014. V. 22. № 2. P. 025011.
2. Tong X.H., Zhang H., Li D.Y. Effect of annealing treatment on mechanical properties of nanocrystalline alpha-iron: an atomistic study // Sci Rep-Uk. 2015. V. 5. P. 8459.
3. Rupert T.J., Trenkle J.C., Schuh C.A. Enhanced solid solution effects on the strength of nanocrystalline alloys // Acta Materialia. 2011. V. 59. № 4. P. 1619.

АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ Ag В КАЧЕСТВЕ НОСИТЕЛЯ ИНФОРМАЦИИ В УСТРОЙСТВАХ ДОЛГОВРЕМЕННОЙ ПАМЯТИ

Башкова Д. А., Гафнер Ю. Я.

Хакасский государственный университет им. Н. Ф. Катанова, Абакан
bashkova.daria@yandex.ru

Изучение нанокластеров показало, что их свойства отличаются от свойств объемных материалов того же состава, завися от размера и структурной конфигурации. Одним из перспективных направлений применения наноматериалов является создание запоминающих устройств с высокой информационной плотностью. Так в данной работе рассматривается возможность применения нанокластеров Ag в качестве отдельных битов информации в устройствах памяти, основанной на методике изменения фазового состояния носителя (phase-change memory – PCM), базирующегося на явлении резкого возрастания удельного сопротивления кластера при переходе из кристаллического состояния в аморфное.

Технически это может быть реализовано следующим образом. Первоначально рассматриваемая ячейка памяти имеет кристаллическую структуру. Под действием электрического импульса данную область нагревают до температуры существенно выше температуры плавления кластера, а затем охлаждают в течении достаточно короткого времени. Для возвращения PCM-ячейки в кристаллическую фазу область подвергают воздействию электрического импульса меньшей интенсивности и охлаждают кластер в течении более длительного времени, достаточного для формирования кристаллической структуры.

Таким образом используемый PCM материал должен обладать способностью четко формировать аморфную и кристаллическую структуры при различных темпах охлаждения, сохранять полученные конфигурации длительное время при комнатной температуре, плавиться и рекристаллизоваться в течении короткого промежутка времени (порядка нескольких наносекунд) и т. д. В настоящий момент для этих целей используется сплав GeSbTe, характеризующийся скоростью записи (уничтожения) информации около 10 нс и плотностью записи 100 МБ/см^2. Дальнейшее развитие данной технологии требует создания ячеек памяти, обладающих большей плотностью записи и сокращения времени доступа к ним. Поэтому существует необходимость детального изучения процессов плавления и кристаллизации в столь малых объемах и временных интервалах.

Опираясь на вышесказанное, целью данной работы является изучение возможности использования нанокластеров Ag в качестве носителя единичного бита информации в устройствах памяти, базирующихся на принципе изменения фазового состояния носителя. Имитация нанокластеров Ag была проведена с использованием потенциалов сильной связи (TB-SMA) с фиксированным радиусом обрезания, соответствующего пятой координационной сфере. Температура в процессе моделирования определялась посредством средней кинетической энергии атомов, рассчитанной на основе скоростного алгоритма Верле с шагом по времени h = 1 fs. Моделирование проводилось с использованием компьютерной программы MDNTP, разработанной Dr. Ralf Meyer (Universitat Duisburg, Germany).

Для расчетов использовалась группа кластеров, имеющих одинаковое начальное внутреннее строение, соответствующее идеальной ГЦК-решетке, диаметрами D = 2 - 10 нм. Все кластеры при температуре T = 300 К проходили обязательную процедуру термической релаксации с целью оптимизации внутреннего строения и формы. Далее в рамках канонического NVT-ансамбля с использованием термостата Нозе моделируемые системы были ступенчато нагреты до температуры Т = 1500 К с шагом 100 К и при каждом фиксированном значении выдерживались в течении 0,3 нс. Затем в рамках микроканонического NVE-ансамбля с использованием термостата Андерсена

моделировалось плавное охлаждение кластеров серебра из жидкой фазы с некоторыми фиксированными скоростями (U = 0.05, 0.025, 0.005 пс$^{-1}$), что соответствует времени охлаждения τ = 0,5; 1,0; 2,0 нс, без выдержки на промежуточных температурах. Таким образом была исследована зависимость процентного соотношения появления аморфных и кристаллических структур от размера кластера и скорости охлаждения. Результаты проведенного моделирования представлены в таблице 1.

Таблица 1. Зависимость процентного соотношения появления аморфных и кристаллических структур от размера кластера Ag и скорости его охлаждения.

Диаметр кластера D, нм	Процентное соотношение появления аморфных структур, %			Процентное соотношение появления кристаллических структур, %		
	Время охлаждения кластера τ, нс			Время охлаждения кластера τ, нс		
	0,5	1	2	0,5	1	2
2	30	10	0	70	90	100
4	40	20	0	60	80	100
6	90	20	0	10	80	100
8	80	50	0	20	50	100
10	100	70	0	0	30	100

Из анализа полученных результатов видно, что при времени охлаждения τ = 2 нс все кластеры обладают кристаллической структурой. При уменьшении времени охлаждения до 0,5 нс наблюдается снижение процента возникновения кристаллических структур, и лишь при диаметре кластера D = 10 нм все исследуемые кластеры обладают аморфной структурой.

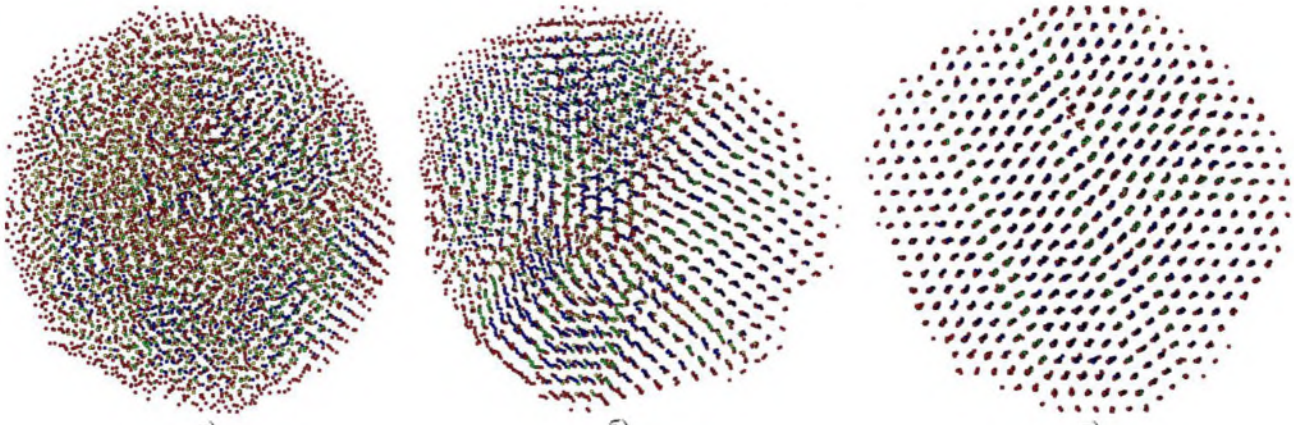


Рис. 1. Структурные конфигурации нанокластера Ag (D = 6,0 нм), полученные при кристаллизации в течение времени охлаждения: (а) 0,5 нс; (б) 1,0 нс; (в) 2,0 нс.

Таким образом, при моделировании нанокластера Ag явно прослеживается роль размерных эффектов и скорости отвода тепла в формировании структуры кластера. Можно предположить, что добавление к серебру меди и золота, позволит улучшить получаемые структурные характеристики.

Представленная работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Номер гранта 18-42-190001.

АЛМАЗОПОДОБНАЯ ФАЗА, СФОРМИРОВАННАЯ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ КЛАСТЕРОВ C_{24}

Грешняков В.А. [1], Беленков Е.А. [1]

[1] *Челябинский государственный университет, Челябинск*
greshnyakov@csu.ru

Соединения с алмазоподобной структурой находят широкое применение в качестве антикоррозионных покрытий, абразивных и конструкционных материалов. Теоретически предсказан ряд новых алмазоподобных фаз, которые по механическим характеристикам близки к кубическому алмазу [1]. Алмазоподобная фаза, формируемая на основе фуллереноподобных кластеров C_{24}, может быть наиболее устойчивой среди множества алмазоподобных фаз [2]. Поэтому данная работа посвящена теоретическим расчетам структуры, свойств и устойчивости новой алмазоподобной фазы CA6.

Расчеты структуры и свойств были выполнены методом теории функционала плотности при использовании обобщенного градиентного приближения. Кристаллическая структура фазы CA6 может быть получена в результате полимеризации гранецентрированного кубического фуллерита из кластеров C_{24} (рис. 1). Геометрически оптимизированная структура фазы CA6 приведена на рис. 2. Кубическая элементарная ячейка этой фазы имеет параметр a = 4.393 Å (пространственная группа $Im\bar{3}m$) и содержит 12 атомов. Плотность, энергия сублимации, объемный модуль и твердость фазы CA6 составляют 2.824 г/см^3, 7.59 эВ/атом, 351 ГПа и 71 ГПа, соответственно. Исследуемая фаза должна проявлять себя как изолятор, так как минимальная расчетная величина прямой запрещенной зоны составила 4.72 эВ.

Исследование термической устойчивости методом молекулярной динамики показало, что кристаллическая решетка фазы CA6 устойчива до температуры 400 К. Следовательно, материалы на основе этой фазы также будут стабильными при нормальных условиях, и углеродные материалы с CA6-структурой могут быть синтезированы и найти широкое применение в качестве элементов конструкций, защитных покрытий и в электронике.

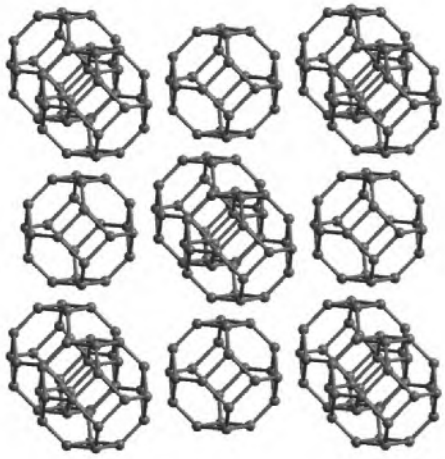


Рис. 1. Кристалл из фуллереноподобных кластеров C_{24}

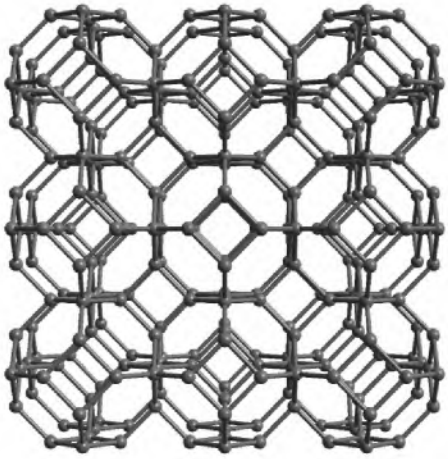


Рис. 2. Фрагмент геометрически оптимизированной структуры фазы CA6

Литература

1. Беленков Е.А., Грешняков В.А. Структура, свойства и возможные механизмы формирования алмазоподобных фаз // ФТТ. 2016. Т. 58, № 10. С. 2069-2078.
2. Грешняков В.А., Беленков Е.А. Структура алмазоподобных фаз // ЖЭТФ. 2011. Т. 140, № 1. С. 99-111.

СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА 5-7 ГРАФЕНА

Беленков М.Е. [1], Чернов В.М. [1], Беленков Е.А. [1], Морилова В.М. [2]

[1] *Челябинский государственный университет, Челябинск*
[2] *Снежинский физико-технический институт – филиал Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ», Снежинск*
me.belenkov@yandex.ru

Полиморфные разновидности графена отличаются от обычного, гексагонального графена тем, что трехкоординированные (sp^2 гибридизированные) атомы, из которых состоят графеновые слои, располагаются не в вершинах шестиугольников, а в вершинах многоугольников, имеющих другое число сторон [1]. В структуре основных полиморфных разновидностей графена все атомы находятся в эквивалентных структурных позициях. Основных полиморфов графена может быть только четыре: L_6, $L_{4\text{-}8}$, $L_{3\text{-}12}$, $L_{4\text{-}6\text{-}12}$ [2,3]. Также возможно существование неограниченного разнообразия полиморфных разновидностей графена, в которых атомы находятся больше чем в одной структурной позиции [4]. Интерес к полиморфным разновидностям графена обусловлен тем, что некоторые из них должны иметь полупроводниковые, а не металлические свойства. Формально полиморфы графена можно рассматривать как монослои, состоящие из топологических дефектов 4, 5, 7, 8 и так далее, которые заменяют шестиугольники обычного графенового слоя [5]. Устойчивость дефектов и состоящих из них слоев должна быть тем больше, чем меньше количество сторон в дефекте отличается от числа сторон в шестиугольнике. Поэтому самыми устойчивыми дефектами должны быть комбинированные топологические дефекты 5-7 и графеновые слои, построенные из таких дефектов. В данной работе выполнены исследования структуры и электронных свойств одной из структурных разновидностей графенового слоя $L_{5\text{-}7}$.

Расчеты геометрически оптимизированной кристаллической структуры, плотности электронных состояний и зонной структуры графенового слоя $L_{5\text{-}7}$ были выполнены методом теории функционала плотности. При расчетах были рассмотрены косоугольная элементарная ячейка минимальной площади, содержащая 8 атомов и прямоугольная расширенная ячейка, в которой содержится 16 атомов. Выбор различных ячеек не повлиял на полученные результаты. Плотность электронных состояний на уровне энергии Ферми в слое $L_{5\text{-}7}$ оказалась отличной от нуля, так что имеется значительное перекрытие валентной зоны и зоны проводимости, а не только их касание, как в гексагональном графене. Энергия сублимации $L_{5\text{-}7}$ графена оказалась меньше, чем для гесагонального L_6 графена, однако выше энергий сублимации всех остальных основных полиморфных разновидностей графена, что свидетельствует о высокой степени устойчивости этой структурной разновидности и возможности ее экспериментального синтеза.

Литература

1. Belenkov E.A., Greshnyakov V.A. Classification scheme of carbon phases and nanostructures // New Carbon Materials. 2013. Vol. 28, №. 4, P. 273-282.
2. Belenkov E.A., Kochengin A.E. Structure and electronic properties of crystals consisting of graphene layers L_6, $L_{4\text{-}8}$, $L_{3\text{-}12}$ and $L_{4\text{-}6\text{-}12}$ // Physics of the Solid State. 2015. Vol. 57. P. 2126–2133.
3. Kochengin A.E., Belenkov E.A. Crystal structure of L_6, $L_{4\text{-}8}$, $L_{3\text{-}12}$ and $L_{4\text{-}6\text{-}12}$ graphene polymorphs // Materials Science Forum. 2016. V. 845. P. 247-250.
4. Коченгин А.Е., Беленков Е.А. Новые полиморфные разновидности графена, сформированные из карбиновых цепочек // Перспективные материалы. 2017. № 2. С. 5-13.
5. Беленков Е.А., Зинатулина Ю.А. Топологические дефекты графеновых слоев // Вестник Челябинского государственного университета. Физика. 2008, Вып.25 (126), С. 32-38.

ЗОННАЯ СТРУКТУРА И ДИНАМИКА РЕШЕТКИ СЕЛЕНИДА МЕДИ И ТЕЛЛУРИДА СЕРЕБРА

Биккулова Н.Н.[1], Акманова Г.Р.[2], Биккулова Л.В.[1], Нигматуллина Г.Р.[1]

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

Селенид меди и теллурид серебра относятся к соединениям, обладающим смешанной ионно-электронной проводимостью. В таких соединениях электронная составляющая проводимости сопоставима с ионной проводимостью или даже превосходит ее. И эти свойства позволяют использовать их в разнообразных электронных устройствах. Например, соединения Cu_2Se и Cu_2Te входят в состав светочувствительных слоев солнечных батарей и являются перспективными материалами для эффективных тонкоплёночных элементов [1]. В связи с этим, важной задачей является изучение связи зонной структуры, динамики решетки и параметров ионного переноса.

В данной работе рассмотрена зонная структура и динамика решетки селенида меди и теллурида серебра. Расчет произведен в рамках теории возмущений для функционала плотности (DFPT) с использованием программного пакета Quantum-Espresso [2].

На рис.1 представлен результаты расчетов зонной структуры и плотность электронных состояний селенида меди.

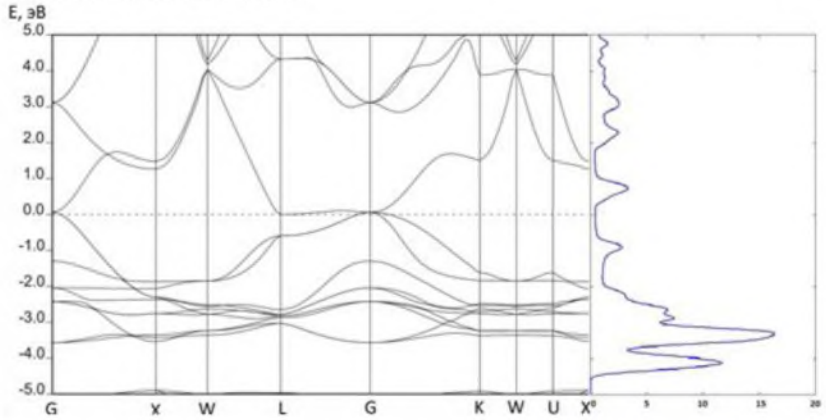


Рис.1. Зонная структура и плотность электронных состояний Cu_2Se

С помощью модельного расчета проведен анализ дисперсионных кривых фононов и плотности фононных состояний соединений Cu_2Se и Ag_2Te. Модельный расчет качественно верно оценивает величину мягкой моды. Мягкие моды в данных соединениях имеют акустическую природу. Результаты исследований показывают корреляцию между энергией активации, величиной низкоэнергетической моды и величиной ионной проводимости для изучаемых соединений.

Литература

1. Zhang W., Xu J., Yang Z., Ding Dr.S., Zeng C., Chen L., Wang Q., Yang S. Large-Scale Synthesis of Long Crystalline Cu2-xSe Nanowire Bundles by Water-Evaporation-Induced Self-Assembly and Their Application in Gas Sensing // Adv. Funct. Mater. 2009. V.19. P.1759.
2. Quantum-Espresso [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://www.quantum-espresso.org.
3. Скоморохов А.Н., Ягафарова З.А., Асылгужина Г.Н. Исследование структурных особенностей селенидов меди нестехиометрических составов методами упругого рассеяния нейтронов и рентгенографии // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 3. С. 414.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК61 И ЭП975

Бикмухаметова А.А., Галиева Э.В., Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я., Классман Е.Ю., Нагимов М.И.

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

Жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) являются труднодеформируемыми и имеют низкую технологичную пластичность. Поэтому, для изготовления деталей из ЖНС перспективно применение эффекта сверхпластичности (СП) в технологических процессах формообразования. Известно [1], что в ЖНС с предварительно подготовленной микрокристаллической (МК) структурой эффект СП проявляется при достаточно высоких гомологических температурах (0,8…0,85 Тпл) и низких скоростях деформации (10^{-3}…10^{-4} $с^{-1}$). Повышение эффективности технологических процессов с использованием СП практически возможно в направлении увеличения скорости деформации и снижения температуры ее проявления. Это достигается за счет формирования в ЖНС ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структур [1-3]. В настоящее время исследователями уделяется большое внимание изучению вопросов достижения указанных структурных состояний и анализу сверхпластических свойств, что особенно актуально именно применительно к труднодеформируемым никелевым сплавам [1,3].

Целью настоящей работы является исследование сверхпластических характеристик деформируемых жаропрочных никелевых сплавов ЭК61 и ЭП975 с предварительно подготовленной УМЗ структурой.

В работе показано, что в сплаве ЭК61 посредством деформационной и термической обработки сформирована УМЗ структура со средним размером зерен γ-фазы ~ 0,8 мкм и δ-фазы ~ 0,75 мкм. В исследованном сплаве ЭК61 проявление эффекта СП наблюдается в интервале температур 700…900 °С. Максимальное значение относительного удлинения составило 1431 %, которое было достигнуто при температуре 800 °С [3]. При температуре 700 °С также выявлены признаки СП (δ = 292 %; m=0,31), однако уровень напряжения течения составляет 300 МПа, что в 3,8 раза выше значений напряжений течений при 800 °С.

В сплаве ЭП975 посредством деформационной и термической обработки сформирована УМЗ структура со средним размером зерен γ-фазы ~ 0,8÷2 мкм. При этом в сплаве сохраняются достаточно крупные частицы γ′-фазы (до 3÷5 мкм). В сплаве ЭП975 в интервале температур 850÷1000 °С авторы впервые обнаружили проявление эффекта СП. Максимальное значение относительного удлинения составило 1490 % при температуре 950 °С. При этом, при пониженной температуре, составляющей 850 °С, что на 275 °С ниже температуры проявления СП в аналогичном сплаве с МК структурой, при скорости деформации $\dot{\varepsilon}=10^{-4}с^{-1}$ обнаружили первые признаки проявления СП.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 18-19-00685.

Литература

1. Кайбышев О.А, Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение микроструктуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 438 с.
2. Утяшев Ф.З. Использование наноструктурных состояний жаропрочных сплавах для раскатки дисков ГТД // Технологии производства летательных аппаратов. 2008. №7. С. 8.
3. Валитова Э.В., Ахунова А.Х., Валитов В.А., Дмитриев С.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х. Моделирование процесса сварки давлением жаропрочного никелевого сплава с использованием ультрамелкозернистой прокладки // Письма о материалах. 2014. Т.4. №3. С. 190.

THE EFFECT OF SPEED ASYMMETRY ON THE STRAIN STATE IN ALUMINIUM BIMETALS DURING ACCUMULATIVE ROLLING

Pesin A.M. [1], **Pustovoitov D.O.** [1], **Biryukova O.D.**[1]

[1]*Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk*
fimapatisonchik@inbox.ru

Methods of severe plastic deformation are one of the most modern and cost-effective methods for obtaining high values of the mechanical properties of metals and alloys. It's possible to obtain an ultrafine-grained structure due to such processes. [1,2]

In this case, the shear component has a significant effect on the value of the true deformation in case of using the methods of severe plastic deformation. In this paper the strain state of aluminium alloys Al5083, Al1070, and Al2024 in the process of bimetal asymmetric rolling and accumulative rolling was investigated.

Symmetrical and asymmetrical rolling of the sample was simulated in the Deform 2D software package. The thickness of the workpiece was 2 mm, the reduction in one pass was 50%, the friction coefficient on the contact of the metal and the rolls ranged from 0.1 to 0.4, the velocity of the rolls was 1.047 rad / s in the symmetric case. The discrepancy between the speeds of the rolls was 10-50%.

The bending of the strip (both the front and rear curtains) varied in dependence of the top work roll velocity, the friction coefficient and the type of the aluminium alloy. The nature of the metal flow at the asymmetrical rolling of the bimetal Al5083/Al2024 is shown on Figure 1. The presented data conforms with the known experimental data of the aluminium alloys processing, so the Lagrangian mesh inclination obtained result (more than 80 degrees) and getting it to the range of UFG structures corresponds to the structural analysis of the samples.

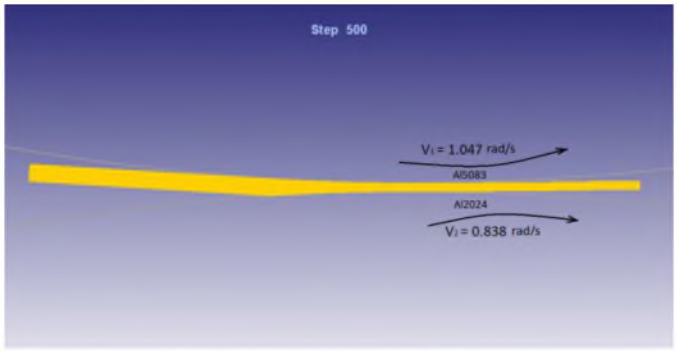


Fig. 1. The nature of the metal flow at the asymmetrical rolling of the bimetal Al5083/Al2024

References

1. Hallberg H. Influence of Process Parameters on Grain Refinement in AA1050 Aluminum during Cold Rolling // International Journal of Mechanical Sciences. 2013. P. 260-272.
2. Markushev M.V. On the effectiveness of some methods of intensive plastic deformation, designed to produce bulk nanostructured materials. [Text] / Institute of Problems of Metal Superplasticity, RAS, Ufa, 2011. - 43c.

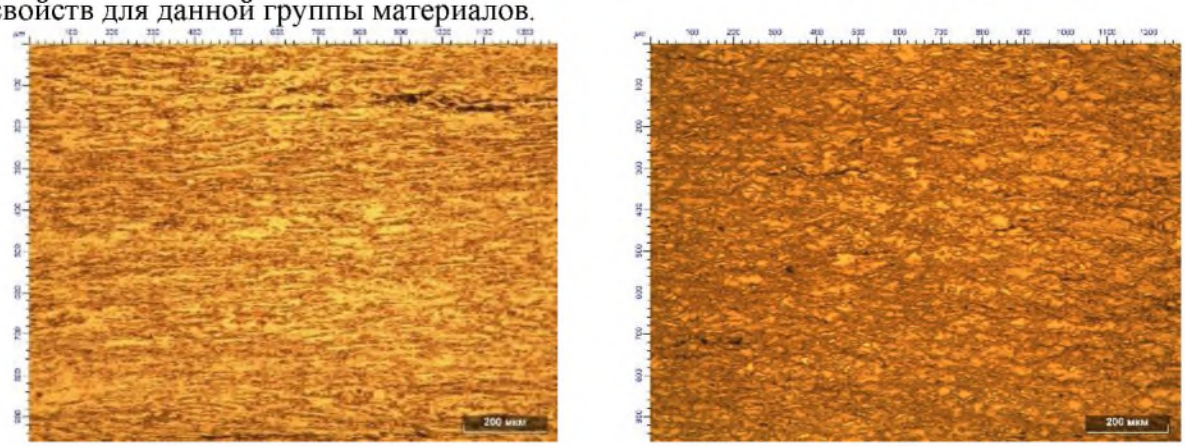
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С LPSO СТРУКТУРОЙ

Брилевский А.И. [1], Васильев Е.В. [1], Мерсон Д.Л. [1], Виноградов А.Ю. [1,2]

[1] *Тольяттинский государственный университет, Тольятти*
[2] *Department of Mechanical and Industrial Engineering, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway*
alexandrbril@yandex.ru

В последнее время становятся все более популярными сплавы магния, содержащие упорядоченную длиннопериодическую структуру (Long Period Stacking Ordered - LPSO), благодаря которой достигается уникальная комбинация свойств, включающая чрезвычайно высокую удельную механическую прочность и коррозионную стойкость. Однако многие свойства таких сплавов до сих пор изучены недостаточно хорошо, что препятствует их широкому внедрению в практику.

Настоящая работа направлена на расширение представлений о деформационном поведении магниевых сплавов с LPSO структурой. В качестве объектов исследования выбраны сплавы Mg-1Zn-2Y и Mg-3Zn-5Y с содержанием LPSO фазы 26 и 60 % соответственно. (Здесь и далее под сплавом LPSO 26% будем подразумевать сплав Mg-1Zn-2Y, а под сплавом LPSO 60% соответственно Mg-3Zn-5Y). Структура сплавов (Рис. 1) представляет собой типичную экструдированную микроструктуру с размером зерен от нескольких микрометров для рекристаллизованных до десятков микрометров для нерекристаллизованных кристаллитов. Структура двухфазная и состоит из матрицы α-магния с вытянутыми включениями LPSO-фазы, которая за счет композитного эффекта позволяет эффективно упрочнять магниевые сплавы и достигать рекордных механических свойств для данной группы материалов.

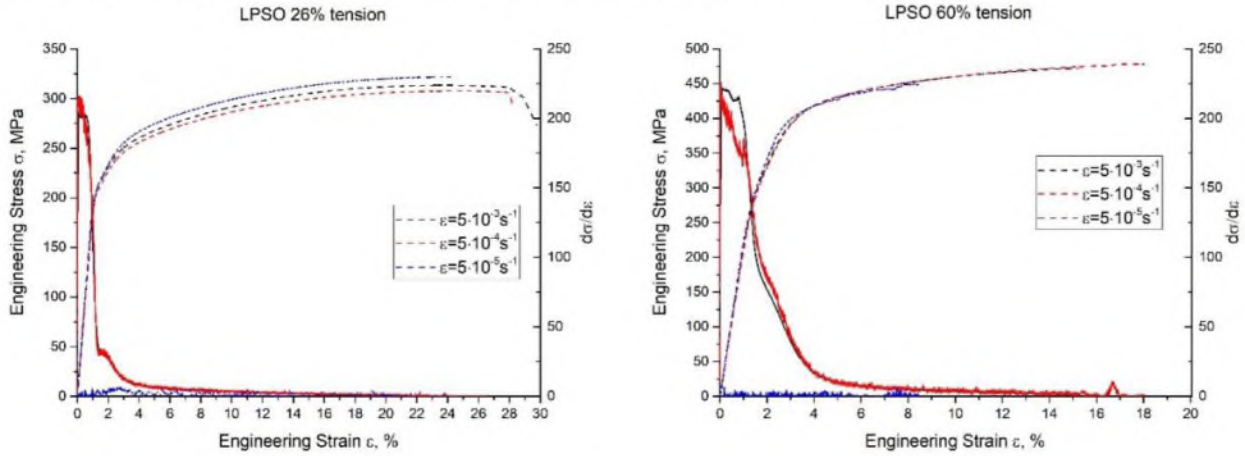


а) б)

Рисунок 1 – Микроструктура сплавов по данным оптической микроскопии при увеличении x100: а– LPSO 26%; б - LPSO 60%

По результатам механических испытаний на одноосное растяжение (Рис. 2), которые проводили с помощью испытательной машины Kammrath&Weiss со скоростью деформирования 10^{-3} $с^{-1}$, можно заключить следующее. Как сплав LPSO 26%, так и 60% имеют довольно привлекательные механические характеристики. Предел прочности достигает 300 и 475 МПа при относительном удлинении 28% и 18% соответственно, что находится на уровне лучших деформируемых сплавов магния. При этом, с понижением скорости деформации не наблюдается каких-либо изменений в коэффициенте упрочнения или изменения прочности и пластичности, в связи с чем можно заключить, что данные сплавы нечувствительны к скоростному эффекту нагружения. Визуально излом сплава LPSO 26% имеет признаки вязкого разрушения с плоскостями отрыва под 45°, в то время, как

LPSO 60% разрушался явно хрупко во всех испытаниях: как при растяжении, так и циклической деформации наблюдалась плоскость скола 90°.



а) б)

Рисунок 2 – Кривые нагружения и деформационного упрочнения образцов сплавов: а – LPSO 26%; б – LPSO 60%

Как известно, в магниевых сплавах наблюдается заметная асимметрия поведения при сжатии и растяжении, а именно: разница в значениях предела текучести, предела прочности, и деформационного упрочнения, неупругость деформации при разгрузке, а также перегиб кривой, связанный со сменой преимущественного дислокационного скольжения на двойникование. Сама по себе асимметрия поведения механического двойникования растяжения и сжатия, характерная для магния и его сплавов, хорошо известна и ожидаема и связана с активацией различных механизмов [1, 2]. Именно она ответственна за разницу деформационного упрочнения на стадиях сжатия и растяжения, приводящую к характерной форме петли гистерезиса, которая особенно ярко проявляется в чистом магнии. Однако для дальнейшего понимания эволюции данных механизмов необходимо более детальное изучение процесса деформации. С этой целью было проанализировано поведение выбранных сплавов при циклическом нагружении с постоянной амплитудой полной деформации, выполненное на испытательной машине Kammrath&Weiss.

С точки зрения циклического нагружения, сплавы LPSO 26% и LPSO 60% имеют отличные характеристики петли гистерезиса с минимальной асимметрией, несмотря на выраженную аксиальную текстуру, что выгодно отличает их от других экструдированных сплавов, например, ZK60 (Mg-6Zn-0,5Zr). Практически, не наблюдается разницы в напряжении при сжатии и растяжении, отсутствует явно выраженный перегиб кривой, связанный с двойникованием. По всей видимости, такое поведение связано с подавлением двойникования, которое и является ответственным за асимметрию деформации, и активацией небазисных мод дислокационного скольжения.

Таким образом, исходя из полученных результатов по механическим испытаниям, можно заключить, что сплавы с LPSO фазой имеют очень привлекательные механические характеристики с высокой прочностью и пластичностью, а также минимальной асимметрией деформации при циклическом нагружении. В то же время, сплав LPSO 60% склонен к хрупкому разрушению, в связи с чем его использование в качестве конструкционного материала должно быть крайне осторожным.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, в рамках госзадания 3.3881.2017/4.6.

Литература

1. Barnett M. R. Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part I:“Tension” twins //Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Т. 464. – №. 1. – С. 1-7.
2. Barnett M.R. Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II.“Contraction” twins //Materials Science and Engineering: A. – 2007. – Т. 464. – №. 1. – С. 8-16.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОГО СПЛАВА WC - 6 ВЕС.% Co, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ НАНОПОРОШКОВ

Брякунов С.В. [1], Курлов А.С. [2]

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

[2] *Институт химии твердого тела Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург*

s.v.briakunov@urfu.ru

Твердые сплавы на основе карбида вольфрама WC широко используются в промышленности для изготовления рабочих частей режущего и бурильного инструмента. Наиболее распространёнными из них являются твердые сплавы системы WC-Co, в которых WC играет роль твердого компонента, а кобальт Co используется как связка. Сочетание высоких механических свойств WC с пластичностью и большой ударной вязкостью Co обеспечивает высокую твердость, прочность и износостойкость.

В течение двух последних десятилетий особое внимание исследователей уделяется получению наноструктурированных твердых сплавов, что, как ожидается, позволит заметно увеличить их твердость и трещиностойкость – важнейшие механические характеристики. Несмотря на всестороннее исследование материалов на основе WC-Co, получение сплавов с равномерной наноразмерной структурой и высокими эксплуатационными характеристиками до сих пор является актуальной задачей.

В данной работе предпринята попытка получения твердых сплавов WC-6 вес.% Co со сверхмелкозернистой структурой и выяснения технологических проблем, возникающих при использовании традиционного метода спекания.

Для получения наноструктурированных твердых сплавов, использовались нанокристаллические порошковые смеси со средним размером частиц не более 80 нм, полученные размолом микрокристаллических порошков исходных компонентов. Порошковые смеси различались между собой по составу, наличием или отсутствием ингибиторов роста зерен WC (VC, TaC, NbC и др.) и углеродсодержащих добавок. Все порошковые смеси компактировались в стальных цилиндрических пресс-формах с помощью одноосного прессования, а затем спекались в вакууме при температурах, не превышающих 1400°C. После спекания образцы разрезались вдоль и поперек, шлифовались и полировались для исследований.

Аттестация порошковых смесей и полученных из них твердых сплавов проводилась с использованием рентгеновской дифракции, сканирующей электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа, метода БЭТ и гелиевой пикнометрии. Микротвердость полученных твердых сплавов определялась методом Виккерса, а трещиностойкость оценивалась методом Палмквиста.

Проведенные исследования показали, что при сохранении стандартной технологии прессования и спекания замена микрокристаллических смесей нанокристаллическими позволяет получать твердые сплавы с более плотной мелкозернистой структурой и повышенной твердостью. Однако твердые сплавы, спеченные из нанопорошков, имеют менее однородную микроструктуру, чем аналогичные стандартные твердые сплавы, полученные из микрокристаллических порошковых смесей. Для спекания наноструктурированных твердых сплавов WC-Co необходимо также применять нанопорошки с повышенным содержанием углерода, чтобы избежать при спекании сильного обезуглероживания и, как следствие, образования тройных карбидных фаз, ухудшающих механические свойства сплавов.

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СТАРЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ И ЦИРКОНИЕМ

Бурдастых Ю.Л., Автократова Е.В., Крымский С.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН. Уфа. Россия
mvmark@imsp.ru

Цель работы - проанализировать влияние термомеханической обработки, основанной на интенсивной пластической деформации (ИПД), а также алюминидов переходных металлов на структуру и прочность высокопрочных алюминиевых сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu-x.

Образцы диаметром 20 и толщиной 1 мм, вырезанные из гомогенизированных слитков сплавов 1960 и 1965 стандартных составов, содержащих соответственно, Zr и Zr совместно со Sc, были подвергнуты термомеханической обработке, включавшей закалку, интенсивную пластическую деформацию методом кручения под высоким давлением (10 оборотов при давлении 6 ГПа) при комнатной температуре и пост-ИПД искусственное старение в интервале температур 90 - 160°С длительностью до 50 часов.

Качественный и количественный анализ зеренной структуры и выделений вторых фаз до и после обработки проводили с использованием стандартных методов оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, и рентгеноструктурного анализа. Эффект старения оценивали по кинетическим зависимостям твердости сплавов без и после ИПД.

Обнаружено, что в результате ИПД сплавы приобретали аномально высокую твердость (вплоть до 270 Hv) за счет наноструктурирования матрицы и повышения плотности дислокаций. Однако, при последующем искусственном старении сплавы преимущественно теряют твердость, вплоть до полной потери уупрочняющего эффекта ИПД. При этом интенивность и величина разупрочнения возрастают с повышеннием температуры и длительности отжига.

Показано, что основной причиной обнаруженного поведения сплавов является трансформация деформационной наноструктуры в равновесную крупнозернистую за счет статического возврата и рекристаллизации. При этом одновременно протекавшее пост-деформационное дисперсионное твердение, вследствие распада предварительно пересыщенного основными легирующими элементами алюминиевого твердого раствора с формированием его продуктов в виде выделений модификаций η-фазы, компенсировало указанные потери лишь при старении при низких температурах, преимущественно вызывающих возврат деформационной структуры матрицы. При более высоких температурах, причем не достигающих стандартных температур старения сплавов, отмечается интенсивное падение их твердости по причине активизации рекристаллизации с аномальным ростом зерен, а также из-за одновременного изменения стадийности распада алюминиевого раствора с формированием менее дисперсных его продуктов.

Сделан вывод о том, что по сравнению с серийными крупнозернистыми и субструктурно-упрочненными полуфабрикатами сплавов, наноструктурированные состояния заметно уступают по термической стабильности и интервалу рабочих температур. При этом даже комплексное легирование переходными металлами не обеспечивает длительной фиксации упрочняющего эффекта от ИПД, который теряется даже при кратковременных нагревах сплавов до стандартных температур их искусственного старения на максимальную прочность.

Работа выполнена в рамках гранта РНФ №16-19-10152.

РАЗРУШЕНИЕ И ИЗНОС БАББИТА Б83 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Валеева А. Х., Валеев И. Ш., Ахунова А. Х.

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

В качестве материала для вкладышей подшипников скольжения многих крупногабаритных агрегатов (например, турбин гидроэлектростанций), традиционно используются сплавы Баббита. Измельчение крупных интерметаллидных частиц, присутствующих в структуре баббитов приводит к повышению усталостной прочности, снижению износа и способствует увеличению ресурса работы подшипников скольжения Известно, что интенсивная пластическая деформация (ИПД), является эффективным способом создания в материале ультрамелкозернистой структуры.

Изучение влияния равноканального углового прессования (РКУП) и поверхностной фрикционной обработки на микроструктуру и трибологические характеристики баббита Б83 показало, что ИПД обеспечивает существенное (до 2-х раз) снижение коэффициента граничного трения. Кручение под квазигидростатическим давлением, приводит к образованию субмикрокристаллической структуры в матричной α-фазе баббита Б83, а также к значительному измельчению и сфероидизации частиц интерметаллидных фаз, что сопровождается значительным повышением микротвердости [1].

Данная работа посвящена определению влияния размера интерметаллидных частиц на разрушение и износ баббита Б83 после РКУП в натурном эксперименте и при компьютерном моделировании.

Исследовано два структурных состояния баббита Б83 (11% Sb, 5.5% Cu, Sn – остальное, % масс.). Первое, полученное при обычной скорости кристаллизации при литье, характеризуется крупными частицами интерметаллидных фаз. Второе, полученное при скоростном охлаждении, обладает мелкими частицами β- и η-фаз.

При компьютерном моделировании одного прохода РКУП показано, что разрушение зависит от размера интерметаллидных частиц фаз и от скорости перемещения пуансона. С использованием модели накопления поврежденности Кокрофта-Лэтема, встроенной в программный продукт DEFORM-2D, была выбрана скорость деформирования, обеспечивающая наименьшую поврежденность образца.

Данные компьютерного моделирования подтверждены натурным экспериментом, в котором, в заготовках, полученных во время кристаллизации при обычном охлаждении, с крупными частицами интерметаллидных фаз, наблюдаются меньшие разрушения, в то время как заготовки, полученные при скоростном охлаждении, с мелкими частицами, разрушаются сильнее, как и в компьютерной модели.

Испытания на износ в режиме граничного трения после РКУП показало, что измельчение и диспергирование интерметаллидных фаз, ослабление адгезионной связи с матрицей, а также упрочнение матричной фазы приводит к существенным изменениям показателей износа баббита Б83. В случае крупных частиц интерметаллидных фаз, полученных при обычной скорости кристаллизации, их измельчение в результате РКУП вызывает снижение износа. В случае мелких частиц, полученных при повышенной скорости кристаллизации, ослабление адгезии к матрице вызывает усиление изнашивания.

Литература

1. Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Мулюков Р.Р., Хисамов Р.Х. Структура и свойства баббита Б83 подвергнутого кручению под квазигидростатическим давлением.// Письма о материалах. 2016. Т.6. № 4.С. 347-349.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КРИОГЕННОКАТАНОМ НИКЕЛЕ

Валеев И.Ш., Валеева А.Х.

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

Изучение воздействия внешними электрическими полями на механические свойства металлов и сплавов продолжается в течение длительного времени. Известно, что электроимпульсная обработка (ЭИО) приводит к рекристаллизации, способствует образованию относительно мелкозернистой микроструктуры и замедляет образование двойников отжига. Эти эффекты объяснялись увеличением подвижности дислокаций в присутствии электрического тока (эффект иногда называют "электронный ветер") и последующим ускорением образования зародышей рекристаллизации или разогревом образцов в результате Джоулева тепловыделения [1].

Целью этой работы является определение влияния Джоулева тепловыделения при воздействии импульсами тока высокой плотности на эволюцию зеренной структуры в никелевых образцах. Никель прокатывали при криогенной температуре до степени деформации 95 %, а затем обрабатывали импульсом тока в диапазоне 0,041-0,137×10^5 $А^2с×мм^{-4}$ при комнатной температуре. Для сравнения проводили статический отжиг в интервале температур 100-500°С. При достижении интегральной плотности тока 0,115×10^5 $А^2с×мм^{-4}$ (рис.1а) и температуре отжига 300°С (рис.1б) в материале происходила полная рекристаллизация. Зависимости микротвердости и размера зерна от расчетной температуры ЭИО и температуры отжига приведены на рис.1в.

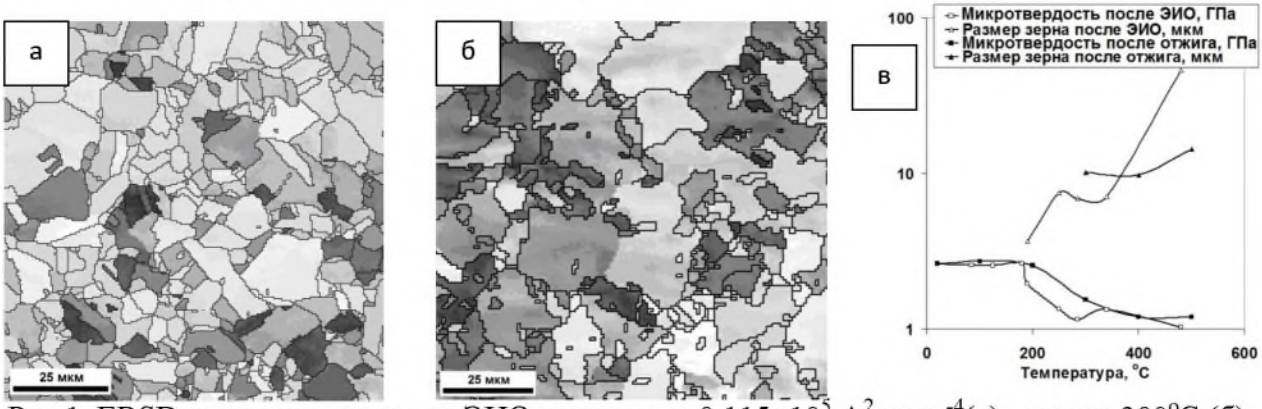


Рис.1. EBSD карты никеля после ЭИО импульсом 0,115×10^5 $А^2с×мм^{-4}$(а), отжига 300°С (б), зависимости микротвердости и размера зерна от температуры (в)

Показано, что в зоне обработки образцов криогеннокатаного никеля, подвергнутых воздействию импульса электрического тока, происходят значительные структурные изменения. При достижении интегральных значений плотности тока 0,115×10^5 $А^2с×мм^{-4}$ материал полностью рекристаллизуется. Микроструктурные изменения объясняются разогревом образцов вследствие Джоулева тепловыделения при прохождении импульса тока и аналогичны тем, которые наблюдаются после статической рекристаллизации. Это сходство позволяет предположить, что механизм рекристаллизации при обработке электрическим током высокой плотности аналогичен механизму, действующему во время обычного статического отжига.

Литература

1. I. Sh.Valeev, A. Kh. Valeeva. Effect of electric-current pulses on structural changes in cold rolled copper at different initial temperatures.// Letters on Materials. 2018.Т. 8. № 1. pp. 100-104.

СТРУКТУРНОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕШЕТОК КОССЕРА, СОСТАВЛЕННЫХ ИЗ ЧАСТИЦ КОНЕЧНОГО РАЗМЕРА И СЛОЖНЫМИ СВЯЗЯМИ

Васильев А.А. [1], Павлов И.С. [2]

[1] *Тверской государственный университет, Тверь*
[2] *Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород*
alvasiliev@yandex.ru

Рассмотрены вопросы разработки дискретных структурных моделей решеток Коссера с частицами конечного размера и сложными связями, а также их обобщенных континуальных моделей. Приведен краткий обзор работ по данной тематике.

К числу достаточно разработанных можно отнести модели решеток Коссера с частицами конечного размера с симметричными сложными пружинными связями [1-3], которые могут быть использованы для моделирования тел, при деформации которых необходим учет поворотов частиц: гранулированные среды, сложные молекулярные решетки, наноматериалы, биоматериалы, др. Суммированием потенциалов пружин построен потенциал сложного соединения, дискретная модель, представлены потенциал и модель классической микрополярной механики, построенные на их основе. Недостатком классических микрополярных моделей является то, что они не описывают коротковолновые деформации, длина которых соизмерима с размерами структурных ячеек. Представлены подходы многополевой механики к построению иерархии многополевых моделей материалов с квадратной решеткой на основе введения макроячеек различного типа и, соответственно, большего числа полей для описания деформаций. Обсуждается сочетание подходов микрополярной и многополевой теорий при разработке моделей. Такие модели обеспечивают учет как вращательных степеней свободы, так и моделирование коротковолновых деформаций. Моделирование таких эффектов представляет интерес, в частности, для моделирования решеток как направленных фильтров частот, в задачах разрушения.

В настоящее время активно разрабатывается механика метаматериалов, то есть материалов, обладающих особыми, не характерными для обычных материалов свойствами. Такие материалы представляют интерес для технологических применений. Особенность свойств достигается формированием особой микроструктуры. Представлены структурные модели решетки Коссера с ауксетическими свойствами и решетки с хиральной микроструктурой. Для построения хиральных структур рассматриваются системы с несимметричными связями. Получены уравнения микрополярной теории упругости таких структур. Для построения ауксетических структур изменяется топология связи частиц, используются отмеченные выше многополевой подход и учет вращений частиц.

Исследование проводилось при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-08-00971-а) и Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках базовой части государственного задания (№ 9.7446.2017 / 8.9).

Литература

1. Потапов А.И., Лисина С.А., Павлов И.С., Васильев А.А., Маневич Л.И., Смирнов В.В., Абрашкин А.А. Введение в микро- и наномеханику: математические модели и методы. Под ред. А.И. Потапова. Нижегород. гос. техн. ун-т им. Р.Е. Алексеева. − Нижний Новгород, 2010, 303 с.
2. Vasiliev A.A., Dmitriev S.V., Miroshnichenko A.E. Multi-field approach in mechanics of structural solids // Int. J. Solids Struct. 2010. V. 47. P. 510.
3. Pavlov I.S., Vasiliev A.A., Porubov A.V. Dispersion properties of the phononic crystal consisting of ellipse-shaped particles // J. Sound and Vibration. 2016. V. 384. P. 163.

ПОЛУЧЕНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ ПАНИ/МЕ@С

Васильева А.А. [1], **Маньшина А.А.** [1], **Бахманн Ж.** [2]

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*
[2]*Фридрих-Александр Университет Эрлангена-Нюрнберга, Эрланген*
anvsilv@gmail.com

Создание композитных электродных систем на основе проводящих полимеров и металлических НЧ и изучение их свойств может в значительной мере расширить спектр применения топливных ячеек и устройств на их основе. В данной работе проводится синтез композита ПАНИ/МЕ@С, в качестве проводящей матрицы используется полианилин (ПАНИ), в качестве каталитически активных частиц – наночастицы Ag@C, AgAu@C, PtAg@C. Основной метод получения наночастиц – лазерно-индуцированное осаждение из растворов металлорганических комплексов. Изучается морфология композита, в частности аспект распределения НЧ на пленках ПАНИ (2D) либо нановолокнах ПАНИ (3D). На рис 1. представлены микрофотографии чистой ПАНИ матрицы и ПАНИ с осажденными на нем НЧ.

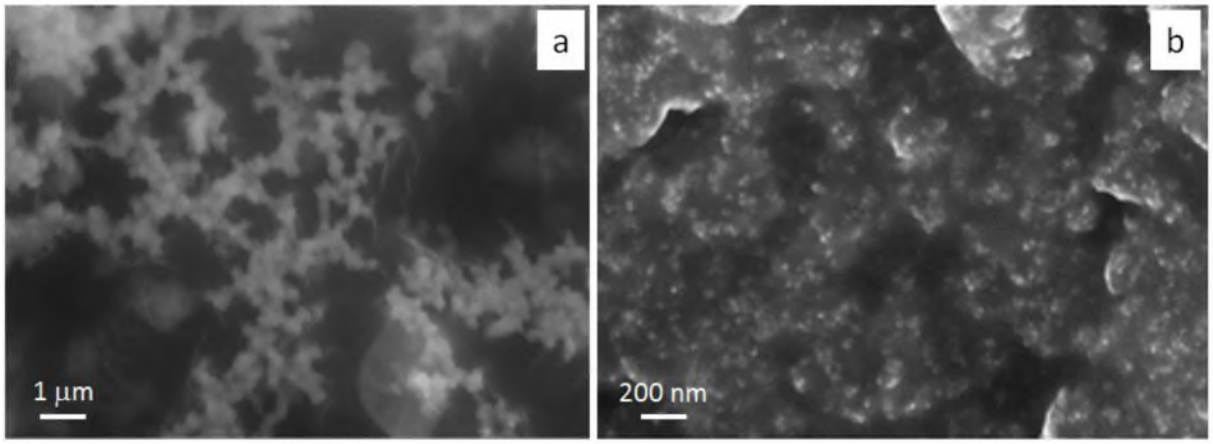


Рис. 1 a) матрица ПАНИ, b) Au-Ag@C наночастицы, внедренные в ПАНИ матрицу.

Планируется изучение электрокаталитической эффективности данных композитов в электрокаталитических реакциях окисления глюкозы, окисления метанола, разложения воды.

Благодарности

Работа выполнена при поддержке Немецко-Российского Междисциплинарного Научного Центра (G-RISC), проект P-2018b-30. Авторы благодарны ресурсному центру «Оптические и лазерные методы исследования вещества» и «Междисциплинарному ресурсному центру по направлению Нанотехнологии» Научного Парка Санкт-Петербургского государственного университета за проведение измерений.

Литература

1. Antipov, A. A., Arakelian, S. M., Kutrovskaya, S. V., Kucherik, A. O., & Vartanian, T. A. Deposition of bimetallic Au/Ag clusters by the method of laser deposition of nanoparticles from colloidal systems // Optics and Spectroscopy, 2014, 116(2), 324-327.
2. Schlicht S., Kireev A.A., Vasileva A.A., Grachova E.V., Tunik S.P., Manshina A.A., and Bachmann J. A model electrode of well-defined geometry prepared by direct laser-induced decoration of nanoporous templates with Au–Ag@C nanoparticles // Nanotechnology 28, 2017, 065405 (8pp)

ГКР-АКТИВНЫЕ ПОДЛОЖКИ РАЗЛИЧНОЙ ТОПОЛОГИИ ДЛЯ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ОЛОВООРГАНИЧЕСКИХ ВЕЩЕСТВ

Васильева А.А. [1], Панькин Д.В. [1], Колесников И.Е. [1], Маньшина А.А. [1], Пилип А.Г. [2], Зигель В.В. [2]

[1]*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*
[2]*Санкт-Петербургский научно-исследовательский центр экологической безопасности РАН, Санкт-Петербург*
anvsilv@gmail.com

Решением проблем экологической безопасности, связанных с недостаточно высокой чувствительностью известных экспрессных методов детектирования биотоксичных веществ, может стать разработка методики спектроскопии гигантского комбинационного рассеяния света (ГКР) на поверхности плазмонных частиц [1]. Подложки, активные в ГКР, получают одностадийным методом лазерно-индуцированного осаждения наноструктур AgAu@C из растворов металлорганических комплексов (рис.1а), в основе метода лежит фотохимическая реакция распада металлорганического комплекса при воздействии на него лазерного излучения малой мощности [2]. Исследуется эффективность усиления КР сигнала на получаемых подложках в зависимости от их топологии: наночастицы (рис. 1б), флэйки (рис. 1в), нанозвезды (рис. 1г).

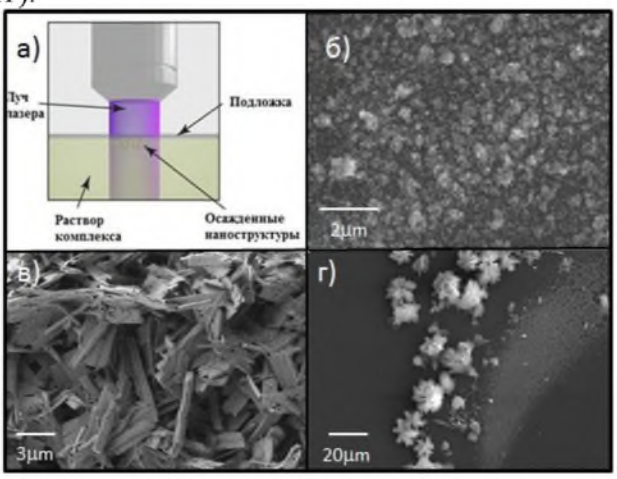


Рис. 1 ГКР-активные структуры: а) формирование структур; б) наночастицы; в) флэйки; г) нанозвезды

Рассматривается эффект усиления сигнала комбинационного рассеяния света для оловоорганических веществ, в частности монобутилоловотрихлорида (MBTCl).

Благодарности

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ #17-03-01284. Авторы благодарны ресурсному центру «Оптические и лазерные методы исследования вещества» и «Междисциплинарному ресурсному центру по направлению Нанотехнологии» Научного Парка Санкт-Петербургского государственного университета за проведение измерений.

Литература

1. Antipov, A. A., Arakelian, S. M., Kutrovskaya, S. V., Kucherik, A. O., & Vartanian, T. A. Deposition of bimetallic Au/Ag clusters by the method of laser deposition of nanoparticles from colloidal systems // Optics and Spectroscopy, 2014, 116(2), 324-327.
2. Bashouti, M. Y., Manshina, A., Povolotckaia, A., Povolotskiy, A., Kireev, A., Petrov, Y., & Christiansen, S. Direct laser writing of μ-chips based on hybrid C–Au–Ag nanoparticles for express analysis of hazardous and biological substances // Lab on a Chip, 2015, 15(7), 1742-1747.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-Pd, СОДЕРЖАЩИХ МЕНЕЕ 8 АТ.% ПАЛЛАДИЯ

Волкова Е.Г., Новикова О.С., Волков А.Ю.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург 620108, Россия
volkova@imp.uran.ru

Проведено исследование эволюции микроструктуры, изменения микротвердости и удельного электросопротивления в ходе длительных (до 4-х месяцев) отжигов сплавов медь-палладий с содержанием палладия менее 8 ат.%. Для исследования были взяты образцы в двух исходных состояниях: закаленном от 700°С и после предварительной деформации (e≈8.0). Обнаружено, что с увеличением продолжительности отжига в температурном интервале 200-250°С в сплавах Cu-5.9Pd и Cu-8Pd наблюдается аномальный рост электросопротивления и микротвердости. Предварительная деформация ускоряет процессы формирования равновесной структуры. Обнаруженные аномалии объяснены с точки зрения формирования в этих сплавах микрообластей упорядоченной $L1_2$ фазы [1]. Однако, сплав Cu-5.9Pd на фазовой диаграмме помещен в область ГЦК-твердого раствора. В то же время, существующие модельные расчеты подтверждают возможность формирования упорядоченной $L1_2$ фазы в этом сплаве. Также установлено, что граница превращения порядок→беспорядок в сплаве Cu-8Pd находится на 50° ниже, чем проведено на фазовой диаграмме. Сделан вывод, что фазовая диаграмма Cu-Pd нуждается в уточнении [2]. Полученные результаты могут быть использованы при разработке высокопрочных коррозионностойких проводников электрического тока.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» № АААА-А18-118020190104-3 и при частичном финансировании РФФИ (проект № 18-03-00532).

Литература

1. Волков А.Ю., Новикова О.С., Костина А.Е., Антонов Б.Д. Изменение электрических и механических свойств меди при легировании палладием // ФММ. 2016. Т. 116. № 9. С. 977-986.
2. Волков А.Ю., Костина А.Е., Волкова Е.Г., Новикова О.С., Антонов Б.Д. Микроструктура и физико-механические свойства сплава Cu-8ат.%Pd // ФММ. 2017. Т. 118. № 12. С. 1236-1246.

АНИЗОТРОПИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА ПОДВЕРГНУТОГО ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ЭКСТРУЗИИ

Гайфуллин Р.Ю.[1], Мусабиров И.И.[2], Сафаров И.М.[2], Галеев Р.М.[2], Абдуллина Д.Р.[1,2], Коледов В.В.[3], Мулюков Р.Р.[2]

[1] Башкирский государственный университет, Уфа, Россия
[2] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
[3] Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, Россия

В сплавах Гейслера в области комнатных температур протекает мартенситное превращение, в интервале которого наблюдаются такие эффекты как ферромагнитный эффект памяти формы и магнитокалорический эффект. Благодаря этим эффектам сплавы относят к классу функциональных материалов. Недостатком данных сплавов является то, что при циклическом протекании прямого и обратного мартенситного превращения поликристаллические образцы подвержены разрушению. Для повышения механических свойств сплавов к ним возможно применение таких методов деформационно-термической обработки (ДТО) как интенсивная пластическая деформация кручением, прокатка, всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) и др. Деформация материалов кручением и прокаткой позволяет получить тонкие образцы (ленты, диски) с требуемой структурой. В сравнении с ними, ковкой возможно получение объемной заготовки, что является преимуществом перед остальными методами ДТО. Применение методов экструзии к сплавам Гейслера позволит получить острую кристаллографическую текстуру и повысить анизотропию некоторых физических свойств, тем самым повысить величину ферромагнитного эффекта памяти формы. Формирование деформационными методами в обрабатываемом материале, наряду с кристаллографической текстуры, так и больших полей внутренних напряжений также является одной из важных задач повышения функциональных характеристик материала.

В данной работе приведены результаты исследованию влияния деформационной обработки ковкой с последующей экструзией на мартенситное превращение в сплаве Гейслера семейства Ni_2MnGa. Проведен анализ температурной зависимости термического расширения сплава в исходном литом состоянии и после комплексной ДТО ковкой и экструзией. Исследование проведено на дилатометре с датчиком перемещения на основе дифференциального трансформатора. Образец размерами 1 мм × 1 мм × 7 мм был вырезан электроискровым способом, длинной стороной вдоль оси экструзии. Запись кривых $\Delta l/l(T)$ проводилась при нагреве и охлаждении образца в интервале температур от -100°C до -50°C. Анализ полученных данных показывает, что деформационно-термическая обработка поликристаллического сплава Гейслера методом ВИК с последующей экструзией приводит к формированию анизотропии термического расширения в области мартенситного превращения. Также в результате деформационной обработки наблюдается смещение характерных температур мартенситного превращения в область более низких температур. Такое поведение характерно для данного объекта исследований, поскольку оно обусловлено затруднением движения в деформированной структуре дислокаций превращения, которые представляют собой мартенситные ступени атомных размеров на межфазных границах.

В данных экспериментах деформация экструзией проведена только в один проход. С целью усиления остроты кристаллографической текстуры, и тем самым усиления анизотропии свойств, планируется увеличение количества проходов и снижение температуры деформации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 14-22-00279 (для М.И.И. и К.В.В.).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ6 С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

Галеев Р.М. [1], Мурзинова М.А. [1], Валиахметов О.Р. [1], Алетдинов А.Ф. [1], Малышева С.П. [1], Сафин Э.В. [2]

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

Двухфазный титановый сплав ВТ6 в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, полученном деформационной обработкой, имеет повышенные характеристики прочности и сопротивления усталости даже в сравнении со сплавом, упрочненным термической обработкой, включающей закалку и старение [1]. Однако для такого состояния сплава ВТ6, характеризующегося однородной по объему глобулярной структурой с размером зерен фаз менее 1 мкм, свойственны пониженные значения ударной вязкости и трещиностойкости. При наличии в ультрамелкозернистой структуре некоторой доли более крупных микронных размеров зерен α–фазы можно повысить трещиностойкость титанового сплава ВТ6 [2].

Создать в двухфазном титановом сплаве глобулярную структуру, содержащую α–зерна двух модальных (субмикро- и микро-) размеров, возможно, если деформации подвергать сплав с глобулярно-пластинчатой структурой. При этом, изменяя температуру нагрева при проведении предварительной закалки, можно варьировать количественное соотношение двух составляющих структуры сплава после деформационной обработки, а именно: глобулярных первичных α–зерен размером от нескольких единиц до десятка микрон (1 - я мода), равномерно распределенных в ультрамелкозернистой матрице, в которой размер зерен α–фазы составляет менее 1 мкм (2 – я мода). Такого вида микроструктуру титанового сплава можно называть ультрамелкозернистой бимодальной (УМЗ БМ) структурой.

В работе исследовано формирование УМЗ БМ структуры в титановом сплаве ВТ6 при разных режимах термомеханической обработки, включающей деформацию заготовки методом всесторонней изотермической ковки. Изучение структурных изменений при деформационной обработке сплава ВТ6 показало, что в первичных α–зернах формируются высокоугловые границы, очевидно, в результате развития динамической рекристаллизации.

Выполнен сравнительный анализ механических характеристик сплава ВТ6 в различных структурных состояниях (табл.), отличающихся количественным содержанием УМЗ структурной составляющей. Установлено, что сплав ВТ6 с УМЗ БМ структурой имеет предел выносливости (σ_{-1} = 720 МПа) существенно выше, чем сплав ВТ6 с однородной УМЗ (размер зерен 0,7 мкм) или с мелкозернистой (МЗ, размер зерен 10 мкм) структурой.

Таблица. Механические свойства сплава ВТ6 в различных структурных состояниях.

Состояние	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м^2	KCV, МДж/м^2	KCT, МДж/м^2	σ_{-1}, МПа
УМЗ	1151	1112	10	54	0,38	0,18	0,08	624
УМЗ БМ	1138	1094	11	52	0,42	0,25	0,10	720
МЗ	1050	960	12	36	0,45	0,41	0,24	530

Литература

1. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Малышева С.П., Жеребцов С.В., Миронов С.Ю., Валиахметов О.Р., Иванисенко Э.В. Формирование субмикрокристаллической структуры в титане и титановых сплавах и их механические свойства // МиТОМ. 2006. № 2 (608). С. 19-26.
2. Zherebtsov S., Kudryavtsev E., Kostjuchenko S., Malysheva S., Salishchev G. Strength and ductility-related properties of ultrafine grained two-phase titanium alloy produced by warm multiaxial forging // Materials Science and Engineering A. 2012. V. 536. P. 190-196.

ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ВВ751П И ВЖ175-ИД

Галеев Р.М., Валиахметов О.Р., Алетдинов А.Ф.

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

Обеспечение авиационного двигателестроения новой наукоемкой и ресурсосберегающей технологией изготовления составных конструкций газотурбинного двигателя (ГТД) методом диффузионной сварки является чрезвычайно необходимым для поддержания конкурентоспособности отечественных ГТД для авиации и энергетических установок за счет повышения их характеристик до уровня лучших образцов техники, выпускаемых ведущими мировыми производителями.

Сложнолегированные высокожаропрочные сплавы на никелевой основе с повышенным содержанием упрочняющей фазы, применяемые для изготовления дисков компрессора высокого давления и турбины высокого давления ГТД, относятся к трудно свариваемым традиционными методами сварки плавлением материалам [1, 2], что не позволяет получить необходимые эксплуатационные свойства изделия и всецело обеспечить требования конструкторов.

В работе исследовано формирование твердофазного соединения при диффузионной сварке образцов из одноименных жаропрочных никелевых сплавов – гранулируемого сплава ВВ751П и деформируемого сплава ВЖ175-ИД.

Методом сварки давлением в вакууме при различных температурно-силовых и временных режимах изготовлены сварные образцы в сочетаниях «ВЖ175-ИД / ВЖ175-ИД» и «ВВ751П / ВВ751П». Проведены структурные исследования в области зоны диффузионного соединения. Выполнены испытания на растяжение при комнатной температуре для оценки прочности на отрыв полученных одноименных сварных соединений.

Представлены результаты по влиянию температурных, временных и силовых режимов диффузионной сварки на прочность твердофазного соединения. Установлено, что для обоих сочетаний сварных соединений равнопрочность к основному материалу достигается при температурах диффузионной сварки, совпадающих с температурами нагрева исследуемых материалов под закалку при проведении стандартной термической обработки.

Для сварных соединений «ВВ751П – ВВ751П» и «ВЖ-175-ИД – ВЖ175-ИД», полученных по установленным оптимальным режимам (обеспечивающим достижение равнопрочного соединения), представлены данные о влиянии термической обработки по стандартным для каждого сплава режимам на их прочность. Показано, что после проведения стандартной термической обработки сохраняется равнопрочность твердофазного соединения к основному материалу.

Результаты работы показывают перспективность применения сварки давлением для получения неразъемного соединения как на основе жаропрочного никелевого сплава ВВ751П, так и сплава ВЖ175-ИД с достижением прочности соединения, равной прочности основного материала. Предполагается, что вследствие равенства температур нагрева, как при твердофазном соединении, так и термической обработке возможно совмещение диффузионной сварки и закалки в один технологический процесс.

Литература

1. Сорокин Л.И. Свариваемость жаропрочных сплавов, применяемых в авиационных газотурбинных двигателях // Сварочное производство. 1997. № 4. С. 4-11.
2. Люшинский А.В., Николичев Е.В., Жлоба А.А. и др. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов на никелевой основе // Сварочное производство. 2014. № 5. С. 25-28.

ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ЛИТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni_3AL И ДЕФОРМИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЕРПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я.

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

Твердофазное соединение металлических материалов является перспективным технологическим процессом, позволяющим соединять как однородные, так и разнородные материалы [1]. Известно [1-5], что качество сварки зависит от температуры, давления на контактной поверхности, а также от степени деформации материалов в зоне соединения. Одним из способов, позволяющих обеспечить регламентирование локальной деформации в зоне соединения свариваемых материалов, и, следовательно, повысить качество сварки, является использование рельефных контактирующих поверхностей [4,5]. Данная работа представляет собой краткий обзор опубликованных авторами исследований, которые посвящены изучению закономерностей формирования твердофазных соединений (ТФС) посредством сварки давлением (СД) в условиях сверхпластичности и последующей термической обработки как однородных, так и разнородных никелевых сплавов.

По результатам физического моделирования СД в условиях сверхпластичности (СП) показана возможность соединения между собой в твердом состоянии образцов никелевого сплава ЭК61, так и в сочетаниях «деформируемый жаропрочный никелевый сплав/литой интерметаллидный сплав на основе Ni_3Al».

Установлено, что для формирования качественного неразъемного ТФС путем СД необходимо, чтобы хотя бы материал одного из соединяемых образцов проявлял в процессе сварки эффект СП. В результате СД разнородных сплавов деформация локализуется в деформируемом никелевом сплаве с предварительной подготовленной мелкозернистой структурой, при этом возможно обеспечение условий для минимизации пластической деформации интерметаллидного сплава, что необходимо для сохранения стабильности его исходных свойств. Достижение ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния в никелевом сплаве позволило снизить температуру проявления СП до 850 и 800 °С, что коррелирует со снижением ширины диффузионной зоны в ТФС до 1-2 мкм после СД.

Представлены также результаты исследований по компьютерному и физическому моделированию влияния различной формы рельефа (плоские, трапеция, треугольная, прямоугольная, синусоида) свариваемых поверхностей. Установлено, что более эффективным вариантом подготовки свариваемых поверхностей является нанесение проточек в виде синусоиды на интерметаллидный сплав; указанная форма поверхности, из ряда рассмотренных, наиболее благоприятна для обеспечения пластической деформации никелевого сплава ЭК61.

Проанализировано влияние степени деформации на формирование ТФС «деформируемый сплав/интерметаллидный сплав» в условиях СП. Показано, что в результате увеличения степени деформации в зоне соединения формируется извилистая граница, вероятно, вследствие большей сдвиговой деформации, которая благоприятно влияет на качество соединения (Рис.1).

Исследовано влияние термической обработки (ТО), включающей старение, на зону ТФС. После СД в зоне ТФС наблюдаются достаточно мелкие поры разной морфологии. Относительная протяженность пор на границе раздела двух сплавов после ТО несколько возросла и составила 30%.

После СД структура сплава ЭП975 относительно стабильна, в результате проведения ТО в структуре сплава ЭП975 выявлены значительные изменения. Отмечен рост зерен γ-фазы, средний размер которого достигает 145 мкм, в теле зерен выделяются частицы γ′фазы

размером до 500 нм. Сплав ВКНА-25 сохраняет монокристаллическую структуру. Однако, вблизи зоны ТФС наблюдается некоторое увеличение толщины прослоек γ-фазы до 200 нм, а местами и до 400 нм. После термической обработки в зоне ТФС наблюдается монотонное изменение содержания легирующих элементов при переходе от одного материала к другому, а также отмечается активация диффузии тугоплавких ниобия и вольфрама.

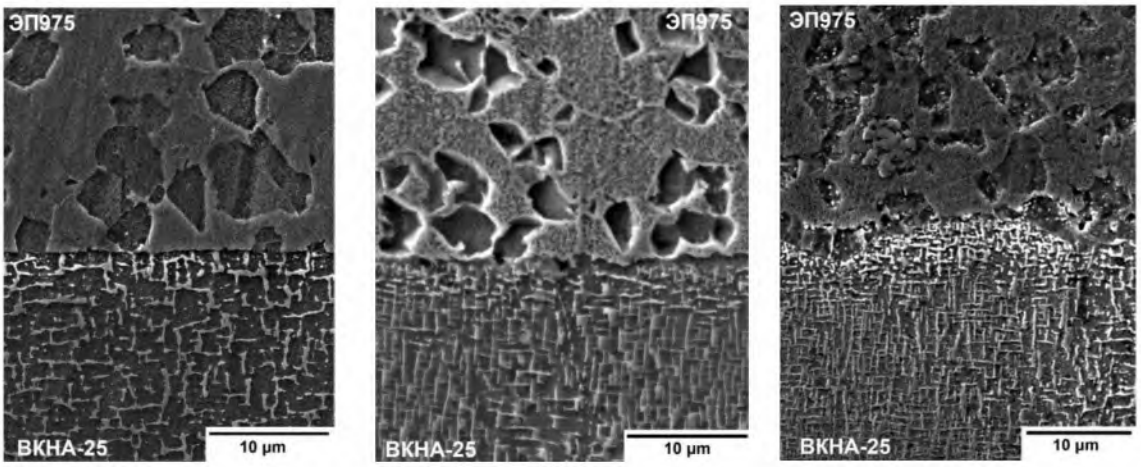


Рис.1. Локальный участок зоны ТФС: сплав ЭП975/ВКНА-25 после СД
а – 24%; б – 30%; в – 40%

Прочность ТФС оценивали по результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре. Было установлено, что разрушение происходит по поверхности соединения, относительная прочность соединения варьируется в пределах 0,42-0,9 от прочности интерметаллидного сплава. Установлена следующая тенденция: с увеличением степени деформации повышается прочность ТФС. При этом выявлено, что термическая обработка оказывает благоприятное влияние на качество соединения. Максимальный результат достигнут в сваренных образцах, подвергнутых термической обработке, включающей старение и составляет 0,9 от прочности интерметаллидного сплава.

По результатам исследований разработан способ сварки давлением никелевого дискового сплава с монокристаллическим лопаточным интерметаллидным сплавом на основе Ni_3Al типа ВКНА [6].

Литература

1. Lutfullin R.Ya., Mukhametrakhimov M. Kh. Solid-phase joint formation in Ti-6Ai-4V alloy under conditions of low temperature superplasticity // Reviews on advanced materials science. 2010. V. 25. P.142.
2. Hossein R. Diffusion Welding of Nickel-based Superalloys // Diffusion-fundamentals.org. 2011. V. 15. P. 1.
3. Galieva E.V. Valitov. V.A., Lutfullin R.Ya., Dmitriev S.V., Akhunova A.Kh., Mukhametrakhimov M.Kh. Experimental and simulation modelling Nickel-based alloy pressure welding // Materials Science Forum. 2016. V. 838-839. P. 350.
4. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Валитова Э.В. Локализация деформации в зоне сварки давлением образцов с рельефом на свариваемых поверхностях // Деформация и разрушение материалов. 2014. №11. С. 13.
5. Дроздов А.А., Валитов В.А., Поварова К.Б., Базылева О.А., Галиева Э.В., Овсепян С.В. Формирование твердофазных соединений жаропрочного дискового никелевого сплава с ультрамелкозернистой структурой и монокристального лопаточного сплава на основе Ni3Al // Письма о материалах. 2015. Т.5. №2. С. 142.
6. Патент РФ № 2608118 «Способ изготовления биметаллического изделия» 2017.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ И СТРУКТУРУ ГРАНУЛЬНОГО СПЛАВА ЭП741НП

Ганеев А.А.*, Валитов В.А., Утяшев Ф.З., Имаев В.М.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
*artem@imsp.ru

В данной работе представлены результаты исследования влияния температуры и скорости деформации на механические свойства при сжатии, деформируемость и микроструктуру сплава ЭП741НП при однократной и дробной деформации сжатием в изотермических условиях в интервале температур T=900÷1190°С (T_s-285÷T_s+5, где T_s – температура сольвуса) на степень деформации e=1.05. Для экспериментов использовали образцы Ø10×15 мм, дробную деформацию осуществляли за 3 перехода с промежуточными отжигами при температуре деформации. При оптимальной температуре деформации, обеспечившей наилучшую деформируемость при $\dot{\varepsilon}_0=10^{-3}$ $с^{-1}$, были выполнены испытания с разной скоростью - при $\dot{\varepsilon}_0=10^{-4}\div10^{-1}$ $с^{-1}$. Микроструктурные исследования проводили от центральной части поперечного сечения деформированных образов с помощью оптической микроскопии и анализа дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD-анализа).

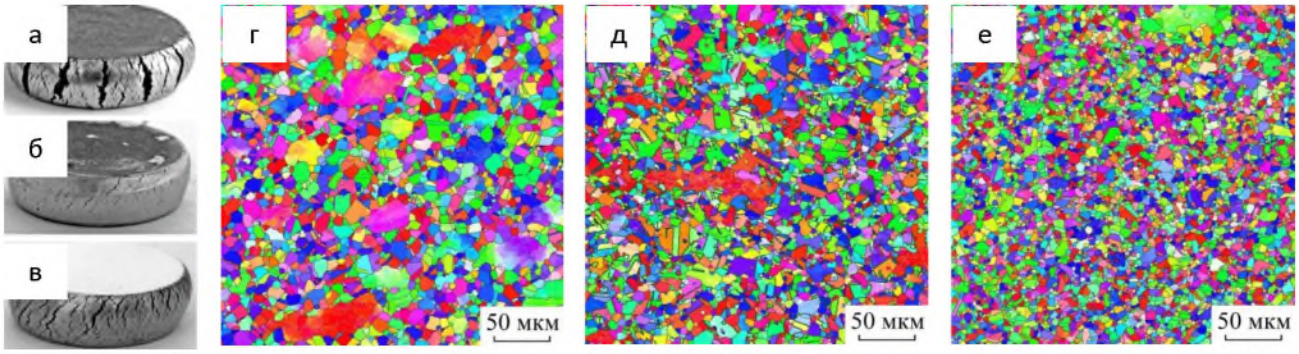


Рис. 1. (а, б, в) Внешний вид образцов и (г, д, е) EBSD-карты, полученные от центральной части поперечного сечения деформированных образцов сплава ЭП741НП после дробной деформации при T=1140°С и (а, г) $\dot{\varepsilon}=10^{-4}$ $с^{-1}$, (б, д) $\dot{\varepsilon}=5\times10^{-3}$ $с^{-1}$, (в, е) $\dot{\varepsilon}=5\times10^{-2}$ $с^{-1}$.

Было установлено, что с повышением температуры (при $\dot{\varepsilon}_0=10^{-3}$ $с^{-1}$) как в случае однократной, так и дробной деформации с промежуточными отжигами, деформируемость сплава возрастает, что коррелирует с увеличением объемной доли рекристаллизованных γ зерен. Однако повышение температуры приводит к росту γ зерен, и после некоторой «критической» температуры (T=1190 и 1175°С в случае однократной и дробной деформации, соответственно) формируется неблагоприятная крупнозернистая матричная структура. Оптимальная температура с точки зрения деформируемости и развития рекристаллизации составила T=1140÷1160°С (T_s-45÷25°С).

Изменение скорости деформации T=1140°С оказалось существенным в случае дробной деформации с промежуточными отжигами. Было обнаружено, что деформационная способность с увеличением скорости сначала возрастает, достигая максимума при $\dot{\varepsilon}_0=5\times10^{-3}$ $с^{-1}$, затем снижается, при этом объемная доля рекристаллизованных зерен монотонно возрастает.

Оптимальным температурно-скоростным условиям при дробной деформации соответствовала наилучшая деформируемость сплава, высокий объем и относительно мелкий размер рекристаллизованных зерен.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-19-00685.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МНОГОКУПОЛЬНОЙ ФОРМОВКИ

Ганиева В.Р. [1], Еникеев Ф.У. [1], Круглов А.А. [1,2]

[1] *Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
[2] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

venera5577@mail.ru

С целью сокращения количества экспериментов целесообразно проводить технологические пробы путем формовки несколько куполов одновременно. Вместо матрицы с одним отверстием используют матрицу с несколькими отверстиями как, например, в работе [1] (рис. 1).

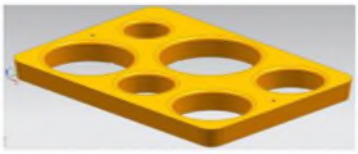


Рис. 1. Многокупольная матрица

Для описания реологического поведения материала применяем стандартное степенное соотношение сверхпластичности:

$$\sigma = K\xi^m \qquad (1)$$

где σ – напряжение течения ξ – скорость деформации, K и m постоянные материала.

Лист металла толщиной s_0 формуем при постоянном давлении p_0 в многокупольную матрицу. Получаем набор первоначальных параметров $\{R_{0i}, r_{0i}, H_i\}$, $i=1,2,\ldots,N$, где R_0 - радиус отверстия i – ой матрицы, r_0 - радиус скругления входного отверстия i – ой матрицы. В момент времени t заготовка принимает форму купола высотой H_i и радиусом R_{0i} (рис. 2).

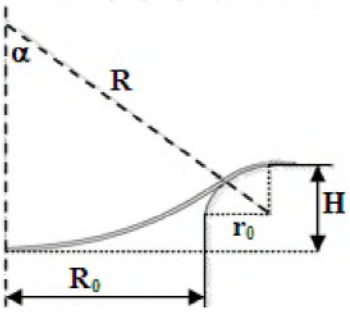


Рис. 2. Схема процесса формовки

Для интенсивности напряжений Мизеса в полюсе купола получаем следующее соотношение, используя выражение из работы [4]:

$$\sigma_{ea} = \frac{pR}{2s_a} = \frac{p(R_0 + r_0)}{2s_0} \cdot \frac{\alpha^2}{\sin^3\alpha} \cdot \left[1 - \frac{r_0 \sin\alpha}{R_0 + r_0}\right] = K\xi_{ea}^m = K\left[2\frac{d\alpha}{dt} \cdot \left(\frac{1}{\alpha} - ctg\,\alpha\right)\right]^m \qquad (2)$$

Для случая постоянного давления решение этого дифференциального уравнения может быть записано следующим образом:

$$\left[\frac{p(R_0 + r_0)}{2Ks_0}\right]^{1/m} t = 2I'_m(\alpha) \qquad (3)$$

где $I'_m(\alpha) = \int_0^{\alpha} \left(\frac{1}{x} - ctgx\right) \cdot \left[\frac{\sin^3 x}{x^2} \cdot \frac{1}{1 - r'_0 \sin\alpha}\right]^{1/m} dx$, $r'_0 = r_0/(R_0 + r_0)$ - это безразмерный радиус скругления входного отверстия матрицы. Высота купола H может быть найдена из геометрических выражений: $H = R_0 - R_0\cos\alpha + r_0 - r_0\cos\alpha = (R_0 + r_0)tg(\alpha/2)$, откуда $\alpha = 2arctg(H/(R_0 + r_0))$.

Для набора первоначальных параметров $\{R_{0i}, r_{0i}, H_i\}$, i=1,2,…,N выражение (3) будет переписано в следующем виде:

$$\left[\frac{p_0(R_{0i}+r_{0i})}{2Ks_0}\right]^{1:m} t = 2I'_m(\alpha_i),\ \text{i=1,2,…,N} \tag{4}$$

где $\alpha_i=2arctg(H_i/(R_{0i}+r_{0i}))$, i=1,2,…,N.

Для определения K и m, когда N > 2, можно рассмотреть следующую целевую функцию:

$$F(m,K)=\sum_{i=1}^{N}\left\{R_{0i}+r_{0i}-\frac{2Ks_0}{p_0}\cdot\left[\frac{2I'_m(\alpha_i)}{t_0}\right]^m\right\}^2 \to \min, \tag{5}$$

где $\alpha_i=2arctg(H_i/(R_{0i}+r_{0i}))$, i=1,2,…,N.

Если предположить, что величина параметра m известна, тогда из (5) следует:

$$K(m)=\frac{p_0 t_0^m}{2s_0}\cdot\frac{\sum_{i=1}^{N}(R_{0i}+r_{0i})\cdot[2I'_m(\alpha_i)]^m}{\sum_{i=1}^{N}[2I'_m(\alpha_i)]^{2m}}. \tag{6}$$

Организовав цикл по m в интервале [0;1], можно вычислить соответствующее значение $K(m)$.

Авторы работы [2] провели тестовые формовки алюминиевого сплава толщиной s_0=1,5 мм в матрицу с радиусами R_{01}=7,5 мм и R_{02}=5 мм с радиусом скругления r_0=0 мм. Продолжительность формовки составила 3600 с. В первом эксперименте при постоянном давлении газа равном 0,6 МПа высоты купола достигли соответственно 4,003 мм и 2,002 мм, во втором эксперименте при постоянном давлении газа равном 0,5 МПа высоты купола достигли соответственно 3,443 мм и 1,708 мм. Используя формулы, представленные в настоящей работе был получен следующий результат: для первого эксперимента m=0,528 и K=399,95 МПа·с^m и для второго эксперимента m=0,436 и K=167,34 МПа·cm.

По полученным аналитическим путем реологическим параметрам выполним моделирование процесса деформирования круглой мембраны в программном комплексе (ПК) ANSYS 10ED. В таблице сопоставлены результаты продолжительности формовки, полученные в ПК ANSYS 10ED с экспериментальными данными из [2].

Таблица. Сравнение экспериментальных данных с результатами моделирования

p, МПа / R_0, мм	t_{exp}, *сек*	t_{ansys}, *сек*	Δ, %
0.6 МПа / 7.5 мм	3600	3733.81	4
0.5 МПа / 7.5 мм	3600	3939.93	9.44

Анализируя полученные результаты, можно сделать вывод о том, что использование полученных реологических параметров позволяет получить при моделировании в ПК ANSYS 10ED данные, отличающихся от экспериментальных данных менее чем на 10%.

Литература

1. *Захарьев, И.Ю.* Определение параметров материала АМГ2-М по данным многокупольной формовки / И.Ю. Захарьев, А.В. Колесников // Информационные технологии. Проблемы и решения. - 2017. – No. 1 (4). -С. 223-226.
2. *Kumaresan, G.* Multi-dome forming test for determining the strain rate sensivity index of a superplastic 7075AL alloy sheet / G. Kumaresan and K. Kalaichelvan // Journal of Alloys and Compounds, 2014. - Vol. 583. - P. 226-230.
3. *Enikeev, F.U.* An analysis of the superplastic forming of a thin circular diaphragm / F. U. Enikeev and A.A. Kruglov // International Journal of Mechanical Sciences, 1995. - Vol. 37. - No. 5. - P. 473-483.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В Al-Mg-x СПЛАВЕ

Гарипова Р.Н., Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Латыпова О.Э., Маркушев М.В.

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

Исследовали изменения структуры слитка алюминиевом сплава 1570С (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, вес. %) в процессе горячей всесторонней изотермической ковки (ВИК). Гомогенизированные заготовки с исходно равноосными зернами размером 25 мкм и когерентными выделениями $Al_3(Sc,Zr)$ диаметром 5-10 нм были подвергнуты ВИК по схеме «abc» при температурах 325 и 450°С (0,6 и 0,8 $T_{пл}$, соответственно) и скорости деформации 10^{-2} $с^{-1}$ до суммарной степени деформации 8,4 с однократной степенью деформации в каждом проходе около 0,7.

Установлено, что в процессе ВИК при обеих температурах имело место измельчение зерен по механизму непрерывной динамической рекристаллизации. Формирование новых мелких (суб)зерен с мало- и большеугловыми границами (БУГ) начиналось на ранних стадиях деформации вблизи границ исходных зерен. С увеличением степени деформации объемная доля таких кристаллитов и разориентировка их границ увеличивались, что приводило к замещению исходной крупнозернистой структуры новой мелкозернистой структурой. При этом процесс измельчения зерен контролировался взаимодействием решеточных дислокаций и границ зерен с выделениями, которые эффективно сдерживали миграцию границ, а также протекание динамического возврата, ведущего к перераспределению дислокаций и их аннигиляции.

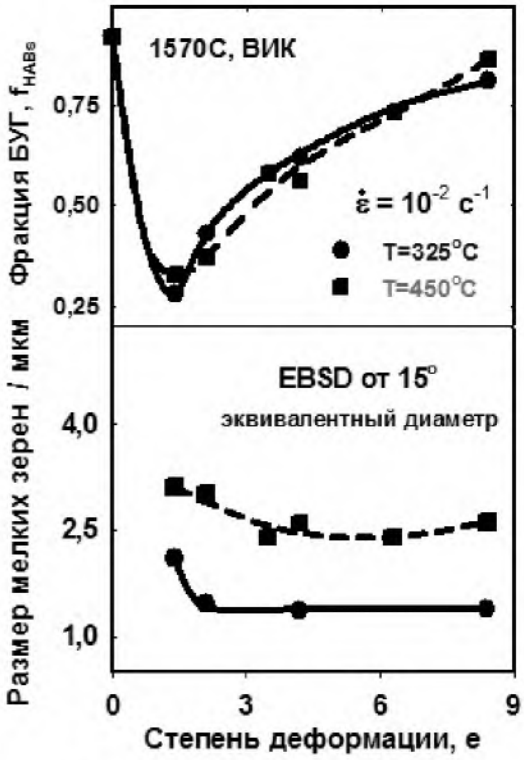


Рис. 1. Зависимости параметров формирующейся микроструктуры в сплаве 1570С от температуры и степени деформации

Показано, что кинетика формирования мелкозернистой структуры слабо зависит от температуры обработки. После деформации до одинаковых степеней при обеих температурах фиксировались качественно подобные микроструктуры, характеризовавшиеся близкими значениями средних разориентировок деформационно-индуцированных границ и доли БУГ (рис. 1). Однако при этом размер новых (суб)зерен, формировавшихся при 325°С, был в два раза меньше, чем при 450°С (1,2 мкм и 2,5 мкм, соответственно). Это свидетельствовало о том, что формирование новых зерен являлось термически активируемым процессом и в значительной мере определялось стабилизирующим действием вторичных алюминидов переходных металлов.

Обсуждены природа измельчения зерен, а также особенности формирующихся структур при высокотемпературной интенсивной пластической деформации алюминиевых сплавов, содержащих переходные металлы.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда по гранту № 16-19-10152

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ КОВАЛЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ МОЛЕКУЛ CL-20

Гимальдинова М.А.[1], Маслов М.М.[1], Катин К.П.[1], Рыжук Р.В.[1], Каргин Н.И.[1]

[1]*Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва*
margaritagimaldinova@gmail.com

Была доказана возможность формирования ковалентных связей между отдельными кластерами CL-20 с помощью молекулярных мостиков CH_2. В данной работе были сконструированы квазиодномерные и квазидвумерные ковалентные системы на основе молекул CL-20, - простые и двойные цепи (Рис. 1).

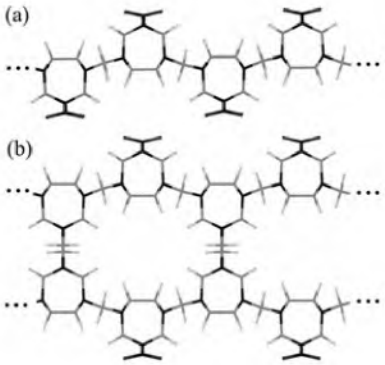


Рис. 1. Общая схема образцов: (a) – простая цепь; (b) – двойная цепь.

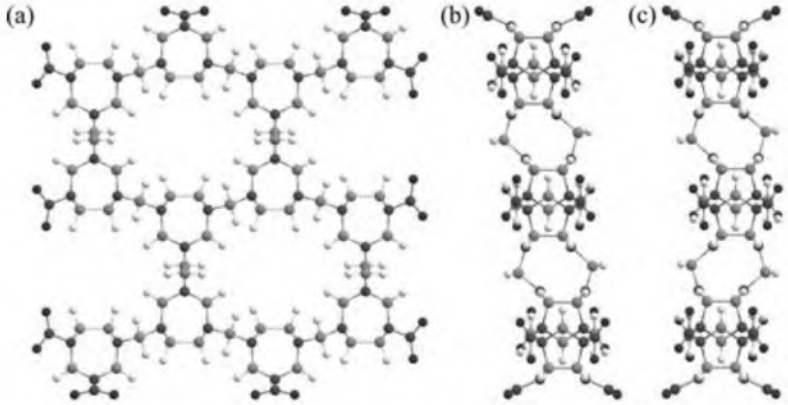


Рис.2. Молекула 4×3: (a) - типа linear (вид спереди); (b) - типа linear (вид сбоку); (c) - типа zigzag (вид сбоку).

Отдельно были рассмотрены различные комплексы, состоящие из 12 фрагментов CL-20: двойная цепь размерностью 6×2, а также два типа молекул 4×3, отличающихся по типу структуры – linear и zigzag (Рис. 2).

Начальная геометрия систем была предоптимизирована в рамках неортогональной модели сильной связи NTBM [1]. Расчеты физико-химических характеристик были выполнены в рамках теории функционала плотности с функционалами PBE и PBE0 и базисом 6-311G(d,p).

Для рассматриваемых систем была определена энергия связи

$$E_b = 1/N_{at}\left[kE(\mathrm{H}) + lE(\mathrm{C}) + mE(\mathrm{N}) + nE(\mathrm{O}) - E(\mathrm{L})\right],$$

где $N_{at} = k + l + m + n$ – полное число атомов в слое, $E(\mathrm{L})$ – полная энергия слоя на основе фрагментов CL-20, $E(\mathrm{H})$, $E(\mathrm{C})$, $E(\mathrm{N})$ и $E(\mathrm{O})$ – энергии изолированных атомов водорода, углерода, азота и кислорода соответственно. Было установлено, что термодинамическая устойчивость возрастает с ростом эффективного размера системы. Также были определены такие характеристики как HOMO-LUMO щель, химический потенциал, твердость, мягкость и электрофильность.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации № МК-4040.2018.2.

Литература

1 Maslov M.M., Podlivaev A.I., Katin K.P. Nonorthogonal tight-binding model with H–C–N–O parameterization // Molecular Simulation. 2016. Vol. 42. Issue 4. P. 305-311.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al-Cu ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Даниленко В.Н., Корзникова Г.Ф., Жиляев А.П., Сергеев С.Н., Халикова Г.Р., Хисамов Р.Х., Назаров К.С., Киеккужина Л.У., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

Необходимость в новых материалах с заданным уровнем свойств, способствует разработке новых композиционных материалов. Использование твердофазных процессов для получения новых материалов являются в настоящее время интенсивно развивающимся направлением физического материаловедения. Значительное внимание в этом направлении привлекает возможность использования деформационных методов для получения новых материалов. Среди различных деформационных методов, для твердофазного получения соединений из разнородных материалов, особый интерес вызывает кручение под высоким давлением. Деформация кручением под высоким давлением в наковальнях Бриджмена позволяет осуществлять твердофазные превращения в стопке тонких разнородных пластин. Такой процесс деформации называют механическим легированием или механическим сплавлением. Ранее нами было показано [1], что после деформации кручением под высоким давлением при комнатной температуре были получены беспористые трехслойные композиты Cu-Al-Cu и Al-Cu-Al. Различное чередование слоев привело к различной степени смешивания исходных компонентов. Настоящая работа посвящена анализу процессов структурообразования и фазообразования в процессе отжига композитов с различным чередованием слоев Cu-Al-Cu и Al-Cu-Al, полученных кручением под высоким давлением.

Трехслойные композиции с различным чередованием слоев: Al-Cu-Al и Cu-Al-Cu, деформировали путем кручения под высоким давлением. Полученные образцы затем отжигали при температуре 450°С в течение 15 мин.

Тонкие пластины меди и алюминия укладывали в стопку и деформировали в наковальне Бриджмена при давлении 5,2 ГПа, вращая образцы на 10 оборотов со скоростью 1 об/мин.

Полученные образцы исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН 4-07 и растровой электронной микроскопии (VEGA 3 SBH) с энергодисперсионным анализатором.

С помощью рентгенофазового и энерго-дисперсионного анализа выявлено образование интерметаллидных соединений Al_2Cu, AlCu, Al_4Cu_9, которые находятся в окружении твердого раствора алюминия в меди и меди в алюминии, а их доля и распределение по объему зависят от способа укладки слоистых компонентов. Полученная микроструктура является естественным композитом, формирующимся в процессе деформации и отжига.

Данная работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 18-12-00440)

Литература.

1. Korznikova G., Mulyukov R., Zhilyaev A., Danilenko V., Khisamov R., Nazarov K., Sergeyev S., Khalikova G., Kabirov R. Al-Cu layered composites fabricated by deformation // AIP conference proceedings 2018 (in press).

ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА ЛЕЙДЕНФРОСТА НА ПОВЕРХНОСТИ ГРАФЕНОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ЗАДАЧАМ ТЕПЛОВОЙ И АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Бабенко Д.Д., Дмитриев А.С., Михайлов В.В., Михайлова И.А.

Национальный исследовательский университет «МЭИ», Россия, Москва
asdmitriev@mail.ru

Пленочное кипение капель жидкостей на сильно перегретых поверхностях (эффект Лейденфроста) является областью активного внимания в последние годы, как в связи с новыми задачами теплофизики, так и с приложениями, в частности, для струйного охлаждения высокотемпературных поверхностей в энергетике и электронике [1-3]. В данной работе проведено изучение эффекта Лейденфроста (капли на перегретой выше температуры пленочного кипения поверхности). В качестве подложек используются поверхности, изготовленные из гибридных графеновых нанокомпозитов, которые впервые были разработаны и созданы в [4-6]. Нами исследованы два типа нанокомпозитов – на основе графеновых хлопьев (размер последних – толщина около 3-5 нм, продольные размеры – примерно 10-20 мкм), спеченных при давлении 200-300 бар, и гибридные нанокомпозиты, состоящие из графеновых хлопьев, металлических микросфер (диаметром около 100-200 мкм) и небольшого количества полимера (эпоксидная смола)

В работе исследованы температурные зависимости контактных углов капель воды на гибридных графеновых подложках в широком диапазоне температур. Показано, что имеется заметное изменение контактных углов как функции температуры (рис.1а; на рисунке правый столбец соответствует температуре подложки).

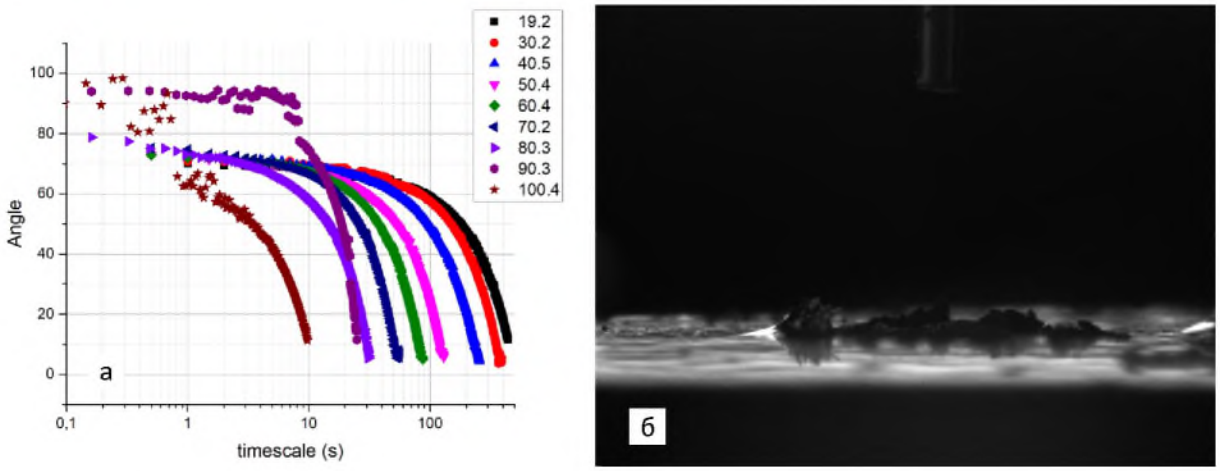


Рис. 1. Особенности эффекта Лейденфроста на поверхности графеновых нанокомпозитов

Особенностью графеновых гибридных нанокомпозитов является заметное увеличение температуры Лейденфоста T_L. Если на металлических подложках для воды $T_L \approx 175-190^0C$, то на графеновых подложках минимальное значение $T_L \approx 210-230^0C$. Следующий факт, который был выяснен – частичное разрушение графеновых подложек, начиная с температуры $T \geq 120^0C$ с вырыванием графеновых хлопьев с поверхности (рис.1б). Это, по-видимому, можно объяснить наличием воздушных каверн внутри материала, которые при нагреве выходят на поверхность и разрушают графеновые подложки.

Интересно отметить, что для гибридных композитов, содержащих металлические микросферы, при температурах выше $T \geq 200^0C$ наблюдался отрыв хлопьев графена,

меньшего размера, нежели в случае в образцах чистого графена при температурах $T \geq 120^0 C$. В работе проведены исследования испарения капель с переходом температуры поверхности выше температуры пленочного кипения (температура Лейденфроста). В частности, на рис.2 представленая капля воды диаметром 2 мм на поверхности графенового нанокомпозита в режиме Лейденфроста (рис.2а) и при нарушении стабильности левитации при временах около 5-6 сек (рис.2б).

При достижении температуры выше $T_L \approx 230^0 C$ в первые секунды наблюдается весьма стабильный эффект Лейденфроста на графеновых нанокомпозитах (рис.2а). Вместе с тем, после режима устойчивого пленочного испарения, наблюдается нарушение стабильности левитации при временах около 5-6 сек (рис.2б). На рисунке видно, что капля находится в контакте с горячей поверхностью, без пленки пара, быстро испаряется и закипает. Механизм этого явления не очень понятен, но возможно, причина состоит в расплавлении полимера, который входит в состав гибридного нанокомпозита и наблюдении срыва режима Лейденфроста на мезоскопических поверхностях, как впервые указано в [7].

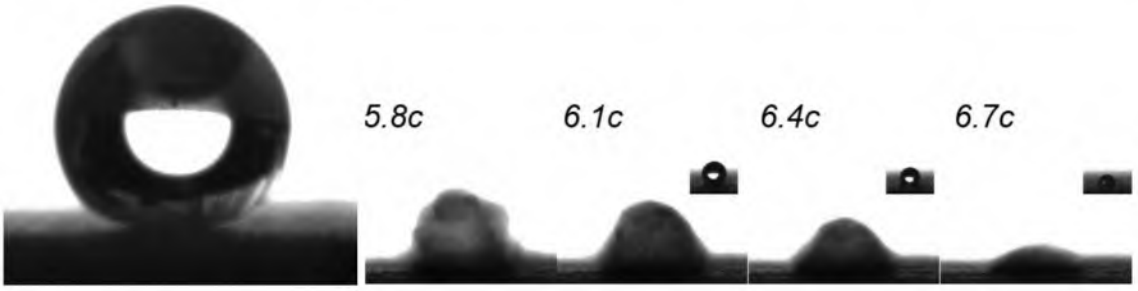


Рис. 2. Капля воды на поверхности графенового нанокомпозита в режиме Лейденфроста (а), нарушение стабильности левитации (б)

Отмеченные выше особенности играют важную роль при разработке и создании новых функциональных поверхностей для тепловой и атомной энергетики, в задачах термостабилизации электронных и оптоэлектронных устройств. Новые функциональные поверхности, как правило, должны иметь высокую температуру Лейденфроста, стабильную левитацию капель или, наоборот, быстрый переход при взаимодействии капель с перегретыми поверхностями, в режим пузырькового кипения и эффективного испарения.

В заключении авторы благодарят С.А. Алексеева за изготовление графеновых хлопьев. Работа поддержана Российским научным фондом (грант № 17-19-01757).

Литература

1. Дмитриев А.С. Введение в нанотеплофизику. М.: БИНОМ, 2015. 756 с.
2. Kwon H., Bird J., Varanasi K. Increasing leidenfrost point using micro-nano hierarchical surface structures// Appl. Phys. Lett. 2013, 103, 201601.
3. Quéré D. Leidenfrost Dynamics// Annu. Rev. Fluid Mech. 2013. 45:197–215.
4. Dmitriev A.A., Dmitriev A.S., Makarov P., Mikhailova I. New Nanocomposite Surfaces and Thermal Interface Materials Based on Mesoscopic Microspheres, Polymers and Graphene Flakes. American Institute of Physics (AIP) Conference Proceedings. 1957, 010001. 2018.
5. Dmitriev A.S., Valeev A.R. Graphene nanocomposites as thermal interface materials for cooling energy devices. Journal of Physics: Conf. Ser. 891. 012359. 2017.
6. Alekseev S.A., Dmitriev A.S., Makarov P.G., Mikhailova I.A. Functional energy nanocomposites surfaces based on mesoscopic microspheres, polymers and graphene flakes. Journal of Physics: Conf. Series. 891. 012361. 2017.
7. Дмитриев А.С., Романов А.С. Особенности тепломассообмена при взаимодействии капель рабочих жидкостей с мезоскопическими и наномасштабными поверхностями энергетического оборудования// Вестник МЭИ, 2013 № 2, с.1-14.

ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ РАЗНЫХ ПОДГРУПП НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ИМВ7-1

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

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
rokhlin@imet.ac.ru

В связи с малой плотностью магниевые сплавы представляют интерес как конструкционные материалы в изделиях, которые должны иметь низкий собственный вес. Наиболее важным для них является как можно более высокий уровень прочностных свойств. В последние годы это достигается путем использования в качестве легирующих элементов различных редкоземельных металлов (РЗМ). К таким сплавам относится разработанный в ИМЕТ РАН высокопрочный сплав ИМВ7-1 системы Mg-Y-Gd-Zr [1]. В состав этого сплава входят два РЗМ, иттрий и гадолиний. Поскольку РЗМ присутствуют в рудах совместно, есть вероятность попадания в сплав других РЗМ. Учитывая это, представляло интерес изучить, как будут при этом изменяться свойства сплава ИМВ7-1.

В данной работе представлены результаты исследования механических свойств сплава ИМВ7-1, содержащего дополнительно такие РЗМ как: Ce, Nd, Sm, Tb, Dy или Er. Были приготовлены соответствующие сплавы, установлено их поведение при обычно применяемом для них упрочняющем старении, и измерены их механические свойства на растяжение после различных обработок. Установлено, что присутствие РЗМ цериевой подгруппы, Ce, Nd и Sm, несколько ускоряет распад магниевого твердого раствора при старении сплава ИМВ7-1 и способствует увеличению достигаемого максимума твердости, которая может характеризовать уровень прочностных свойств. Присутствие в составе сплава ИМВ7-1 РЗМ иттриевой подгруппы, Tb, Dy и Er, проявляется иначе, чем в случае РЗМ цериевой подгруппы. Присутствие Tb практически не изменяет кинетику распада магниевого твердого раствора в сплаве ИМВ7-1 и не сказывается на величине достигаемых в нем прочностных свойств при старении. Dy не ухудшает прочностные свойства сплава ИМВ7-1, но заметно замедляет распад магниевого твердого раствора. Er в большей степени, чем Dy, замедляет распад магниевого твердого раствора и существенно снижает прочностные свойства сплава ИМВ7-1. Различие в действии дополнительных РЗМ в составе сплава ИМВ7-1 на кинетику распада в нем магниевого твердого раствора согласуется с кинетикой распада твердого раствора в двойных сплавах магния с этими элементами. Упрочнение при распаде магниевого пересыщенного твердого раствора в сплавах обусловлено выделением наноразмерных упрочняющих частиц [2].

Работа показала возможность присутствия Ce, Nd, Sm, Dy, Tb в небольших количествах в сплавах типа ИМВ7-1 без ухудшения их свойств. Присутствие же Er в этих сплавах нежелательно.

Работа выполнялась по государственному заданию № 007-00129-18-00.

Литература

1. А. С. 1010880 СССР. Сплав на основе магния / М.Е. Дриц, Л.Л. Рохлин Л.Л., Н.И. Никитина и др. // Б.И.1997. №29. Ч.2. С.439.
2. Zheng J., Li Z., Tan L., Xu X., Luo R., Chen B. Precipitation in Mg-Gd-Y-Zr alloy: Atomic-scale insights into structures and transformations // Materials Characterization. 2016. V.117. P.76-83.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ СВАРИВАЕМЫХ ОБРАЗЦОВ НА СТРОЕНИЕ ЗОНЫ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ НА ОСНОВЕ Ni_3Al В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ [1]

Дроздов А.А. [1, 3], Галиева Э.В. [2], Валитов В.А.[2], Поварова К.Б. [3]

[1]*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва*

[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

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

aadrozdov76@mail.ru

С целью исключения массивных замковых соединений в ГТД, снижения веса узлов при одновременном повышении надежности и уменьшении трудозатрат проводятся работы по созданию целиковых конструкций, объединяющих диски с лопатками в узлы типа «блиск». В настоящее время диски авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) изготавливают из никелевых деформируемых жаропрочных сплавов с рабочими температурами 650÷700°С, а в ближайшей перспективе до 815÷850°С [1]. Для изготовления лопаток ГТД используют литейные никелевые жаропрочные сплавы и более легкие интерметаллидные сплавы на основе Ni_3Al в монокристаллическом состоянии с рабочими температурами 1000÷1200°С [2]. Соединение дискового сплава с лопаточным сплавом традиционными методами сварки плавлением невозможно вследствие образования микротрещин в сварном шве из-за возникающих упругих напряжений от выделения γ′-фазы. Авторами, для получения неразъемного соединения никелевого деформируемого дискового сплава с лопаточным сплавом в монокристаллическом состоянии, был выбран развиваемый в ИПСМ РАН способ получения неразъемных твердофазных соединений путем сварки давлением (СД) в условиях сверхпластичности одного из соединяемых материалов.

Для проведения экспериментов по сварке в качестве дискового сплава был выбран сплав ЭП975, а в качестве лопаточного сплава – интерметаллидный сплав ВКНА-25 в монокристаллическом состоянии с кристаллографической ориентацией [001]. СД проводили в условиях сверхпластичности сплава ЭП975. Целью настоящей работы было оценить влияние исходной структуры сплава ЭП975 на строение зоны твердофазного соединения (ТФС).

Для проявления эффекта сверхпластичности при температуре сварки в сплаве ЭП975 деформационно-термической обработкой, по режимам разработанным в ИПСМ РАН, формировали мелкозернистую структуру. Для сварки использовали образцы сплава ЭП975 двух типов: средний размер зерна γ-фазы в первом случае составлял 7÷8 мкм, во втором – 0,8÷2 мкм. Образцы сплава ВКНА-25 были идентичны во всех экспериментах. СД проводили при температуре 1125°С при $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}$ $с^{-1}$ в вакууме не хуже 10^{-3} Па. Степень деформации сплава ЭП975 составляла 24% и 30 %, сплава ВКНА-25 соответственно 0,1% и 0,2 %. Продолжительность процесса СД – 43÷53 мин. Удельное усилие Р не превышало 50 МПа. Полученные сварные образцы исследовали методами оптической и растровой электронной микроскопии. Распределение легирующих элементов в зоне ТФС определяли методом микрорентгеноспектрального анализа.

Исследование строения сварных образцов показало, что независимо от режимов СД и исходной структуры соединяемых материалов в образцах наблюдается четкая граница раздела между соединяемыми сплавами (рис. 1). Так же для всех образцов строение зоны ТФС со стороны сплава ВКНА-25 подобны: на глубину 3÷5 мкм от границы раздела

[1] Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда в рамках научного проекта № 18-19-00685.

формируется некое подобие рафт-структуры (рис. 1), образующейся в этом сплаве при растяжении в условиях высоких температур: в γ′+γ дендритах участки γ′ и γ фаз укрупняются, сливаются и располагаются перпендикулярно приложенному напряжению сжатия, межфазные границы γ′/γ в околошовной зоне становятся извилистыми в отличие от прямых границ в исходном материале и вдали от шва.

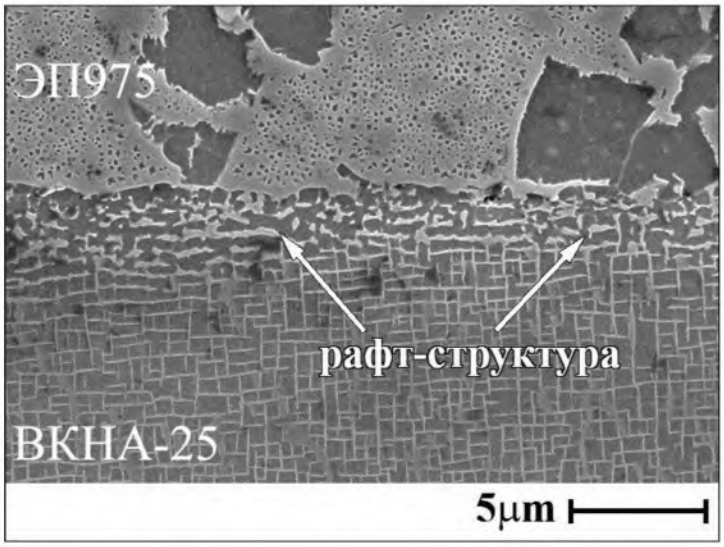


Рис. 1. Структура сварного образца ЭП975 (зерна γ-фазы 7÷8 мкм)//ВКНА-25[001] после СД со степенью деформации сплава ЭП975 ε ~ 30 %.

В сварных образцах со стороны сплава ЭП975 с исходным размером зерен γ-фазы 7÷8 мкм видимых изменений, по сравнению с исходным состоянием, не наблюдается - размер и морфология зерен γ′ и γ фаз не изменились. В образцах второго типа, с исходным размером зерен γ-фазы 1÷2 мкм, в процессе СД под воздействием высокой температуры произошел их рост и средний размер составил 4÷5 мкм. Судя по одинаковой структуре сплава ЭП975 вдали от шва и в околошовной зоне, деформация при сжатии ЭП975 распределена относительно равномерно во всем объеме образца.

При СД протекает встречная диффузия всех элементов, включая такие тугоплавкие как W, Mo и Re. В зоне ТФС происходит образование диффузионной зоны шириной 35-40 мкм для образцов первого типа, и 45-50 мкм для образцов второго типа, в которой концентрация легирующих элементов изменяется при переходе от сплава к сплаву.

Таким образом, формирование более мелкозернистой структуры в сплаве ЭП975 приводит к некоторому увеличению протяженности диффузионной зоны взаимодействия между соединяемыми сплавами вследствие интенсификации диффузионных процессов. Однако увеличение ее протяженности не столь существенно, по сравнению с образцами первого типа, поскольку в процессе СД происходит рост зерен в сплаве ЭП975, что в свою очередь приводит к замедлению взаимной диффузии легирующих элементов.

Литература

1. *Логунов, А.В.* Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин. / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин – М.: ООО «Наука и технология, 2013. − 256 с.
2. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технология покрытия // под общ. ред. Е. Н. Каблова – 2-е. изд. – М. : Наука, 2006. – 632 с.

МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ БИОИНЕРТНОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ti-45 мас.% Nb

Ерошенко А.Ю. [1], **Шаркеев Ю.П.** [1,2], **Глухов И.А.** [1], **Уваркин П.В.** [1], **Майрамбекова А.М.** [3], **Химич М.А.** [1,3], **Толмачев А.И.** [1]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
[2]*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*
[3]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*
eroshenko@ispms.tsc.ru

В работе представлены результаты исследования микроструктуры, фазового состава, механических свойств (предел текучести, предел прочности, микротвердость) и их термической стабильности биоинертного сплава Ti-45 мас.% Nb в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. УМЗ состояние в сплаве получали двухэтапным методом интенсивной пластической деформации (ИПД), который включал многократное abc-прессование по заданной схеме и многоходовую прокатку в ручьевых валках с последующим дорекристаллизационным отжигом. Перед деформационной обработкой заготовки сплава в литом состоянии отжигали при температуре 1100 °С в течение одного часа в аргоне с последующей закалкой в воду. В ходе закалки в сплаве были сформированы зерна β-фазы (твердый раствор титана и/ или ниобия с ОЦК-решеткой) с размерами 900-1700 мкм, в объеме которых присутствовали игольчатые включения метастабильной мартенситной α"-фазы.

Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа в ходе деформационной обработки метастабильная мартенситная α"-фаза трансформируется в стабильные β-фазу на основе твердого раствора титана и/или ниобия и α-фазу титана. Сформированная УМЗ структура со средним размером структурных элементов, равным 0,25 мкм, имела бимодальное строение, представленное субзернами β-фазы, в объеме которых присутствуют наночастицы ω-фазы, и субзернами α-фазы.

Исследована эволюция структуры и механических свойств сплава в УМЗ состоянии при термическом воздействии и установлен верхний интервал термостабильности УМЗ структуры и механических свойств в диапазоне температур (400-800) °С и длительности отжигов (1-360) часов.

Показано, что отжиги сплава при 350 и 400 °С в интервале 1-360 часов не приводят к изменению характера УМЗ структуры и существенному росту размеров структурных элементов β- и -α-фаз. Нагрев и выдержка при 350 °С сохраняют стабильность механических свойств (микротвердости) в течение 120 часов. Наличие наноразмерной ω-фазы положительно влияет на термостабильность бимодальной УМЗ структуры при долговременном термическом воздействии.

Высокотемпературный отжиг при 600 °С в течение одного часа способствует частичной рекристаллизации бимодальной структуры с изменением фазового состава по схеме α→β и трансформации УМЗ состояния в мелкозернистое состояние. При температурах выше 700 °С происходит активная рекристаллизация, сопровождающаяся быстрым ростом размера зерна дисперсно-упрочненной β-фазы и переходом в крупнокристаллическое состояние.

Формирование в сплаве Ti-45 мас.% Nb УМЗ состояния позволяет достичь высоких прочностных свойств сплава (предел текучести – 920 МПа, предел прочности – 1040 МПа, микротвердость – 3300 МПа) при низком уровне модуля упругости – 65 ГПа.

Работа выполнена в рамках Программ фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2017-2020 годы, Программа III. 23.2., проект 23.2.2.

ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79 С УМЗ СТРУКТУРОЙ

Жигалова М.Ю. [1,2], Галиева Э.В. [1], Валитов В.А. [1]

[1] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2] *ОДК - Уфимское моторостроительное производственное объединение, Уфа*
marya.zhig@yandex.ru

В настоящее время актуальными являются исследования, направленные на разработку инновационных технологий получения неразъемных соединений при изготовлении биметаллических деталей типа диск–вал из жаропрочных никелевых сплавов с целью повышения надежности и снижения массы роторных конструкций, которые предназначены для газотурбинного двигателя (ГТД) нового 5-го поколения [1, 2]. Для получения качественного твердофазного соединения и жаропрочных никелевых сплавов весьма эффективным является метод сварки давлением в условиях сверхпластичности [1-3].

Целью настоящей работы является развитие перспективного метода сварки давлением в условиях сверхпластичности (СП), направленного на получение качественного твердофазного соединения (ТФС) из деформируемых жаропрочных никелевых сплавов с ультрамелкозернистой (УМЗ) применительно к биметаллической детали типа диск-вал.

Материалом для исследований являлись жаропрочные деформируемые никелевые сплавы ЭК79 и ЭП975. Образцы были подвергнуты сварке давлением с использованием схемы деформации, при которой обеспечивалось смещение одного образца относительно другого вдоль поверхности контакта. После сварки давлением образцы были подвергнуты термической обработке, включающей высокотемпературный нагрев и старение.

Показано, что методом сварки давлением в условиях сверхпластичности никелевых сплавов ЭП975 и ЭК79 с УМЗ структурой, при котором обеспечивается максимальная сдвиговая деформация, является эффективным методом получения твердофазного соединения.

Показано, что после сварки давлением в соединяемых сплавах сохраняется УМЗ структура. Термическая обработка приводит к увеличению размера зерен γ-фазы в сплаве ЭК79. При старении в обоих сплавах происходит выделение внутри зерен дисперсных когерентных частиц упрочняющей γ'-фазы. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что после сварки давлением имеет место диффузия вольфрама и алюминия из сплава ЭП975 в сплав ЭК79 и встречная диффузия хрома. Обнаружено, что после термической обработки в зоне соединения наблюдается монотонное распределение легирующих элементов.

Установлено, что значения микротвердости в зоне ТФС находятся между значениями микротвердости соединяемых материалов в пределах погрешности. Термическая обработка не приводит к существенным изменениям в значениях микротвердости сплавов и зоны ТФС.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-19-00685.

Литература

1. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н.. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин, Монография, М.: ООО «Наука и технология». 2013. 264 с.
2. Валитов В.А., Ахунова А.Х., Галиева Э.В., Дмитриев С.В., Лутфуллин Р.Я., Жигалова М.Ю. Твердофазная сварка разнородных деформируемых сплавов на основе никеля в условиях сверхпластичности // Письма о материалах. 2017. Т. 7. № 2. С. 180.
3. Валитов В.А., Мулюков Р.Р., Оспенникова О.Г., Поварова К.Б., Базылева О.А., Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я., Овсепян С.В., Дмитриев С.В., Ахунова А.Х., Дроздов А.А., Мухаметрахимов М.Х. Патент "Способ изготовления биметаллического изделия"// Патент РФ № 2608118. Опубликовано 13.01.2017, бюл. 2.

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ДИСКОВ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ, СВАРЕННЫХ МЕТОДОМ КГД ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Акимова М.А.[1], Назырова Г.Р.[1], Ефимова Ю.Ю.[2], Давлетшина Л.[3], Жиляев А.П.[2,4]

[1]Башкирский государственный университет, Уфа
[2]Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск
[3] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
[4] Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
alexz@anrb.ru

Долгое время соединение разнородных материалов является не только технологической, но и научной проблемой. Дуговая сварка разнородных металлов вызывает термические и остаточные напряжения, увеличенную атмосферную коррозию и, как следствие этого, охрупчивание сварного шва. В случае, если температура сварки превышает температуру образования интерметаллидных частиц, то в зоне сварного шва наблюдается выделение многочисленных хрупких выделений, которые не способствуют созданию прочного сварного соединения. С этой точки зрения перспективным является холодная сварка методом интенсивной пластической деформации (ИПД) таких как равноканальное угловое прессование (РКУП) и кручение под высоким давлением (КГД) [1]. Последний метод обеспечивает и высокое прижимное давление свариваемых частей. Примеры успешного соединения разнородных металлов можно найти в литературе, например, соединение сэндвича Al/Mg/Al [2], и Cu/Al/Cu Al/Cu/Al [3]. Высокое давление и деформация при КГД сварке также приводит не только к прочному соединению свариваемых дисков, но также образованию интерметаллидных фаз, образующихся в процессе деформации при комнатной температуре. Данные фазовые превращения усложняют картину процесса и не позволяют разделить механизмы сваривания: механические перемешивание и/или диффузионные процессы. Для прояснения физических процессов соединения двух дисков методом КГД был проведены эксперименты по сварке однородных металлов (Cu/Cu) в зависимости от степени накопленной деформации. Результаты данного эксперимента представлены в настоящей работе. Диски алюминия и меди сваривались при одинаковом давлении (P=6 ГПа) и разном количестве полных оборотов N=5, 10. Температура КГД деформации всегда оставалась комнатной. Сваренные диски затем были разрезаны с помощью электроискрового станка, и поперечное сечение исследовалось с помощью оптической микроскопии и измерения микротвердости. В качестве характерного примера на рис. 1 представлен монтаж фотографий поперечного сечения Cu/Cu сэндвича, сваренного методом КГД при приложенном давлении 6 ГПа, при полном числе оборотов N=6. Температура деформации оставалась комнатной. Из оптической микрофотографии невозможно определить границу раздела двух медных дисков, сваренных таким образом. Вдоль длинной оси поперечного сечения была измерена микротвердость вблизи верхней поверхности, вдоль геометрически средней линии и вблизи нижней поверхности. Результаты данных измерений представлены на рис. 2.

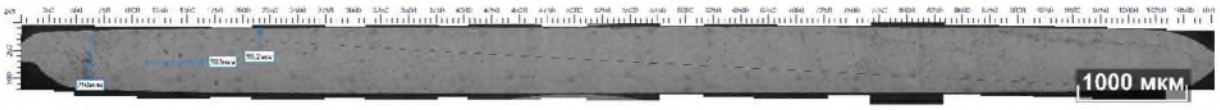


Рис. 1. Поперечное сечение медных дисков, сваренных при давлении 6 ГПа и полном числе оборотов N=5. Температура деформации - комнатная

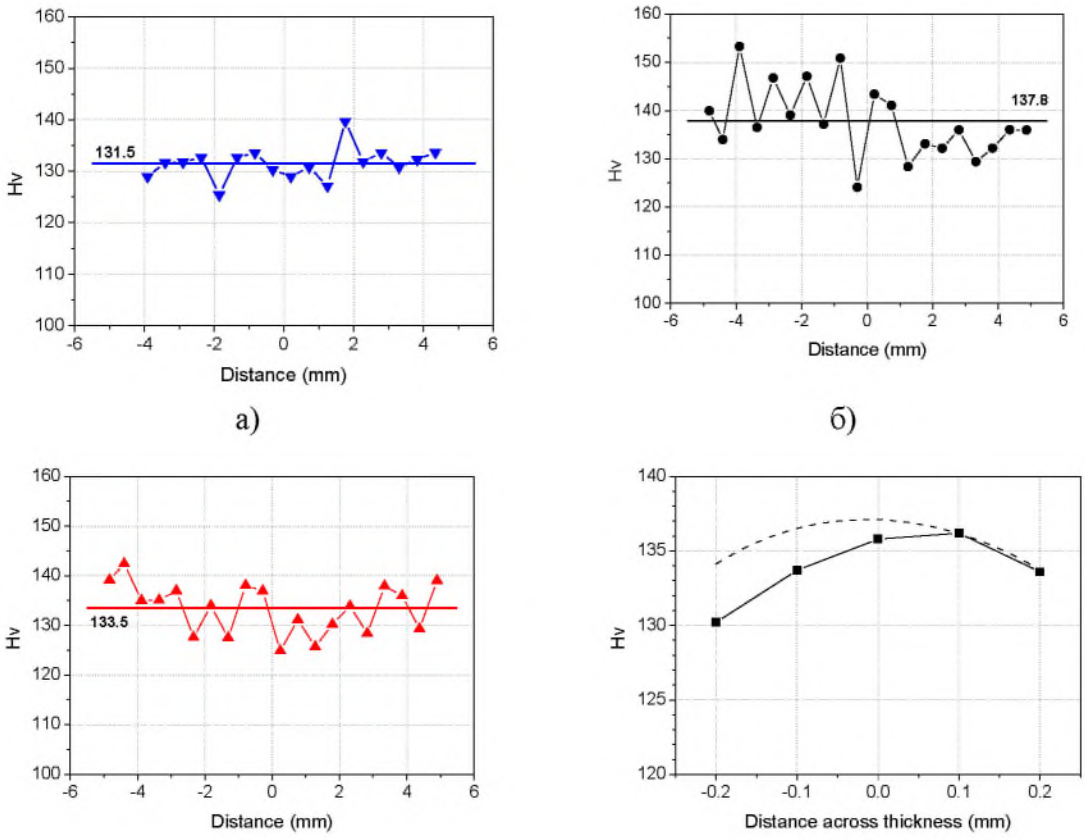


Рис. 2. Профиль значений микротвердости, измеренных в поперечном сечении медных дисков, сваренных при давлении 6 ГПа и полном числе оборотов N=5. (Т=КТ): а) Hv профиль на верхней линии; б) в средней линии сечения; в) в нижней линии; г) Профиль значений микротвердости, Hv как функции толщины в поперечном сечении медных дисков, сваренных при давлении 6 ГПа (N=10).

Отдельные графики (Рис. 2 а, б, в) позволяют сделать вывод о значительном разбросе микротвердости на средней линии сечения, свидетельствующем о неоднородности деформации при кручении на поверхностях раздела медных дисков. Тогда как при КГД сплошного диска наиболее однородная структура наблюдается именно в средней плоскости образца. Подобная тенденция обнаружилась и для образца, сваренного КГД при давлении 6 ГПа и N=10 полных оборотов, для которого измерения проводились с большей детальностью (по 5 линиям поперек сечения). Рис. 2г представляет зависимость средней микротвердости как функцию толщины КГД диска, полученного при 10 оборотах. Пунктирной линией указано «идеальное» распределение микротвердости по толщине сплошного диска, деформированного при тех же условиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (грант Правительства РФ 14.Z50.31.0043)

Литература

1. Валиев Р.З., Жиляев А.П., Лэнгдон Т. Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. Эко-Вектор: Санкт-Петербург, 2017, 480 с.
2. Ahn B., Zhilyaev A.P., Lee H.J., Kawasaki M., Langdon T.G. Rapid synthesis of an extra hard metal matrix nanocomposite at ambient temperature//Mater. Sci. Eng. A 2015. V. 635. P. 109.
3. Danilenko V.N., Korznikova G.F., Zhilyaev A.P. et al. Effect of annealing on the structure and phase composition of Al-Cu laminated metal-matrix composites, produced by shear deformation under pressure. 2018, submitted.

ВЛИЯНИЕ ИПД НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Cu-10% Zn

Зайнуллина Л.И. [1,3], Ситдиков В.Д. [1,2], Александров И.В. [1,3]

[1] *Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[2]*Лаборатория механики объемных наноматериалов, Санкт-Петербург*
[3]*Совместная Китайско-Российская лаборатория функциональных наноструктурированных материалов, Чанчжоу, КНР*
Lele4ka.06@mail.ru

В настоящее время значительный научный интерес к конструкционным объемным ультрамелкозернистым (УМЗ) материалам обусловлен тем, что их механические, физические и функциональные свойства существенно отличаются от свойств крупнозернистых (КЗ) аналогов. Особенности структуры УМЗ материалов (размер зерна, доля большеугловых границ) определяются методами получения и оказывают существенное влияние на их свойства. Благодаря использованию метода интенсивной пластической деформации (ИПД), формируется УМЗ структура материалов и повышенная плотность дефектов. Дальнейшие механические испытания приводят к повышенной пластической нестабильности. Следовательно, низкая пластичность становится критическим ограничением в применении данных металлов.

В связи с этим, целью данной работы явилось получение повышенной прочности и достаточной пластичности сплава с содержанием 10% Zn, подвергнутого РКУП и последующей прокатке.

При проведении 8 проходов равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту B_c при температуре 150°С была сформирована УМЗ структура. Далее исходные и УМЗ заготовки подвергали плоской прокатке с использованием изотермического прокатного стана Mill 300/6IT при температуре 150°С. В результате получили целостные прокатанные заготовки. Прокатку со степенями обжатия 30%, 40%, 60%, 80%, 90%, 95% проводили вдоль оси заготовок, не изменяя их ориентацию. Тонкую структуру изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 в светлом и темном поле при ускоряющем напряжении 200 кВ. Прочностные свойства были изучены на пропорциональных плоских образцах с начальной рабочей базой 4 мм на разрывной машине INSTRON 8801 при комнатной температуре.

Исследование микроструктуры, путем расчета параметра решетки, размера областей когерентного рассеяния (ОКР), плотности дислокаций ρ и доли дислокаций краевого типа m_{ixp} проводили на дифрактограммах в рамках Whole Powder Pattern Modelling (WPPM) алгоритма, реализованной в программе PM2K. При этом дифрактограммы получали на дифрактометре Rigaku Ultima IV по схеме «Брэгг-Брентано», с использованием Cu Kα излучения, генерированного при напряжении 40 кВ и токе 40 мА.

Оптимальное состояние получено при реализации 8 проходов РКУП перед плоской прокаткой со степенью обжатия 95%. Прочность материала составила 724 МПа, что в 1.4 раза выше по сравнению с образцом, прокатанным в исходном состоянии на такую же степень обжатия, при этом также увеличивается пластичность с 9% до 14%.

Исследования микроструктуры после плоской прокатки исходного состояния со степенью обжатия 95% и после 8 проходов РКУП с последующей плоской прокаткой на такую же степень указывают на формирование наноструктуры. В структуре отчетливо наблюдаются деформационные двойники. Поверхностная плотность двойников составляет 1.2% для исходного состояния с последующей прокаткой со степенью обжатия 95% и 0.5% для состоянии 8 проходов РКУП и последующей плоской прокаткой на такую же степень обжатия.

Увеличение степени плоской прокатки исходного состояния приводит к закономерному уменьшению параметра решетки. Уменьшение размеров ОКР указывает на измельчение зерен, что хорошо согласуется с результатами ПЭМ исследований. Плотность дислокаций увеличивается по мере увеличения степени прокатки. Согласно теории Тейлора [1] $\sigma \approx \sqrt{\rho}$, этот процесс должен приводить к повышению прочностных характеристик, экспериментально наблюдаемо на полученных инженерных кривых растяжения образцов. При этом в исходном состоянии в микроструктуре в основном содержатся дислокации винтового типа, а после обжатия на 95% дислокации относятся преимущественно к краевым. Плоская прокатка образца, подвергнутого 8 проходам РКУП, не приводит к закономерному изменению параметра решетки. По изменению размеров ОКР наблюдается измельчение зерен. Плотность дислокаций, которые относятся к краевому типу, увеличивается с увеличением степени прокатки, что согласуется с ростом прочностных характеристик сплава.

Таким образом, анализ микроструктуры сплава после 8 проходов РКУП с последующей прокаткой со степенью обжатия 95% указывает, что незначительное повышенное значение размера зерна в данном случае не играет большой роли в увеличении прочности. Однако значения размеров ОКР уменьшаются по мере увеличения степени прокатки, т.е. измельченная субзеренная структура повышает прочностные характеристики. Увеличение плотности дислокаций по мере увеличения степени обжатий также повышает прочность. Согласно [2], при ИПД дислокации краевого типа в основном располагаются на границах зерен. Данный факт свидетельствует о наличии высокоугловых границ зерен, которые увеличивают пластичность сплава [3]. В сплаве Cu-10% Zn после 8 проходов РКУП с последующей прокаткой со степенью обжатия 95% наблюдается самая высокая прочность 724 МРа и достаточная пластичность 14%.

Литература

1. Xiahui Zeng Modeling hardening and softening due to high-angle grain boundaries in crystalline solids // Cuvillier Verlag 2007.
2. Zehedbauer M. Cold work hardening on stages IV and V of F.C.C. metals - II. Model fits and physical results // Acta Metall. 1993. V.41, No.2, pp. 589 - 599.
3. Zehetbauer M., Seumer V. Cold work hardening in stages IV and V of F.C.C. metals - I. Experiments and interpretation // 1993. Acta Metall. V. 41, pp. 577 - 588.

КИНЕТИКА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2С С УМЗ СТРУКТУРОЙ

Засыпкин С.В.[1], Линдеров М.Л.[1], Фесенюк М.В.[2], Ганеев А.В.[3], Валиев Р.З.[3], Клевцов Г.В.[1]

[1)] Тольяттинский государственный университет, Тольятти
[2)] ОАО «ПО «Стрела», Оренбург
[3)] НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа
serezha.zasypkin18@gmail.com

В качестве исследуемого материала была использована малоуглеродистая трубная сталь 09Г2С (0,09 % C, 1,26 % Mn, 0,64 % Si).

Сталь исследовали:

- в исходном крупнозернистом (КЗ) горячекатаном состоянии (прокатка проводилась после разогрева металла до температуры пластичности материала, выше 920°С, температурный режим поддерживается до конца процесса прокатки.).
- в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. Технология получения УМЗ состояния стали включала в себя: гомогенизирующий отжиг ($T_{отж.}$ = 820°С , $t_{выд.}$=8 часов, охлаждение медленное с печью до 200 – 250°С) с последующей закалкой (образец помещали в нагретую до 940°С печь, выдерживали в течение 20 минут, после чего образец быстро перемещался в емкость с солёной водой, где находился в постоянном движение (для предотвращения образования паровой рубашки) до остывания) + средний отпуск (образец помещали в печь, нагретую до 350°С, выдерживали в течение 6 часов, после истечения которых, его оставляли остывать в печи) + РКУП при 350°С, 4 прохода по маршруту B_c (после каждого прохода, пруток поворачивается на 90° по часовой стрелке вдоль оси цилиндра), угол между каналами φ = 120° + дополнительный отжиг ($T_{отж.}$= 350°С, $t_{выд.}$= 10 мин.)

Испытания сплава на твердость проводили на твердомере ТН 300. Статическое растяжение цилиндрических образцов с диаметром 5 мм проводили на универсальной испытательной установке Tinius Olsen H50KT. Скорость растяжения – 5 мм/мин, при комнатной температуре (20°С). Усталостные испытания образцов толщиной 10 мм проводили по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 при температуре 20°С. Образцы имели призматическую форму в соответствии с параметрами, приведёнными на Рис.1.

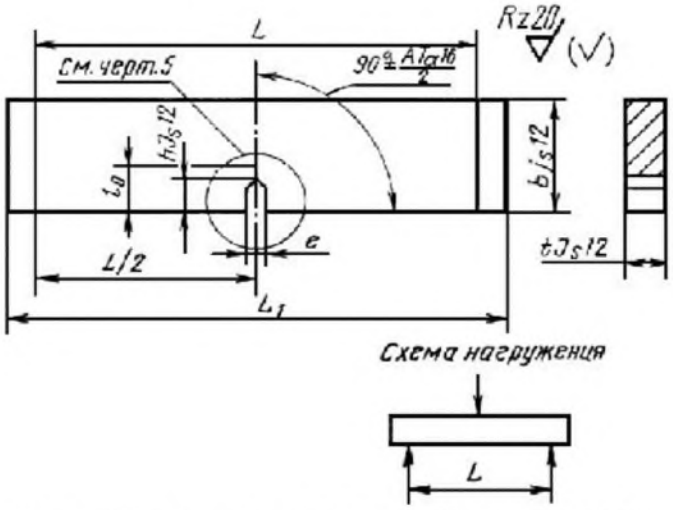


Рисунок 1 - схема образца 4 типа в соответствии с ГОСТ 25.506-85, где t=10; b=2t; l_0 = (0,45 – 0,55)b; L – расстояние между опорами =4b; e ≤ 0,06b; L1 = 4b+0,5b; h ≈ (0,35b – 0,50)b.

Средний размер зерна и механические свойства стали представлены в табл. 1.

Табл. 1 – Средний размер зерна и механические свойства стали 09Г2С

Состояние	$d_{ср.}$, мкм	НВ	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Исходное состояние	12	143	485	354	25
После РКУП	0,45	331	838	655	10

Из таблицы 2 видно, что общая долговечность образцов (количество циклов до разрушения) из УМЗ стали выше, чем из КЗ стали. Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения показал (рис. 2), что при одном и том же значении размаха коэффициента интенсивности напряжения ΔK скорость распространения усталостной трещины в УМЗ стали ниже, чем в КЗ стали. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения (рис. 2) описывается уравнением Пэриса (табл. 3), из которого следует, что коэффициент n несколько ниже для УМЗ стали по сравнению с КЗ сталью. Следовательно, можно заключить, что УМЗ сталь менее чувствительна к возникающим циклическим перегрузкам.

Табл. 2 – Общее долговечность образцов из стали 09Г2С в зависимости от нагрузки (ΔР)

Состояние	ΔР, н		
	3000	3500	4500
КЗ	$1{,}05 \cdot 10^5$	$6{,}77 \cdot 10^4$	$2{,}58 \cdot 10^4$
УМЗ	-	$2{,}30 \cdot 10^5$	-

Табл. 3 – Уравнение Пэриса для стали 09Г2С в КЗ и УМЗ состоянии

КЗ	УМЗ
$\frac{dl}{dN} = 2{,}8 \cdot 10^{-12}(\Delta K)^{3,5}$	$\frac{dl}{dN} = 3{,}4 \cdot 10^{-12}(\Delta K)^{3,1}$

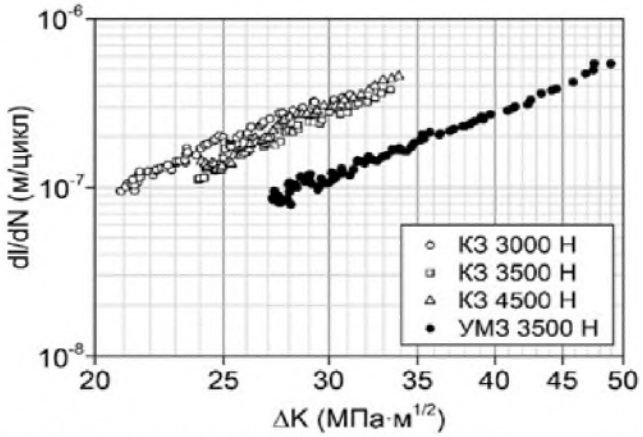


Рисунок 2 – Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения стали 09Г2С

Выводы

1. Общая долговечность образцов (количество циклов до разрушения) из стали 09Г2С с УМЗ структурой выше, чем из КЗ структурой.
2. При одном и том же значении размаха коэффициента интенсивности напряжения ΔK скорость распространения усталостной трещины в УМЗ стали ниже, чем в КЗ стали.
3. УМЗ сталь 09Г2С менее чувствительна к возникающим циклическим перегрузкам, чем КЗ сталь.

ВЛИЯНИЕ УСИЛИЯ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ УМЗ ПРОСЛОЙКУ СПЛАВА Ni-2%Cr

Хазгалиев Р.Г.[1], Ибрагимова И.И.[2], Имаев М.Ф.[1,3]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
[2]Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
[3]Башкирский государственный университет, Уфа

При диффузионной сварке титанового сплава ПТ3В и нержавещей стали 12Х18Н10Т через никелевую прослойку образуются слои интерметаллидов Ti_2Ni, TiNi и $TiNi_3$. Применение в качестве прослойки вместо никеля сплава Х2Н98 (Ni-2%Cr) привело к легированию интерметаллида TiNi хромом в количестве 0,2-0,6 ат.% [1]. При сварке через прослойку Х2Н98 происходит образование тонкого барьерного слоя $TiCr_2$, препятствующего диффузии хрома и никеля в формирующиеся слои интерметаллидов Ti_2Ni, TiNi и $TiNi_3$. При одинаковых условиях сварки это приводит к формированию более тонких слоев интерметаллидов в зоне соединения ПТ3В/Х2Н98, чем при сварке через никелевую прослойку. При использовании прослойки Х2Н98 наибольшая прочность сварного соединения на отрыв (σ_B = 390±20 МПа) достигается после сварки при T = 700 °С, 20 мин. Повышение времени выдержки при 700 °С или увеличение температуры приводят к снижению прочности.

Цель работы заключалась в оценке влияние сварочного давления на микроструктуру и прочность соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку Х2Н98.

Сварку давлением образцов стали и титанового сплава осуществляли через прослойку Х2Н98 толщиной 0,2 мм на установке «АЛА-ТОО (тип ИМАШ 20-78)». Режимы сварки: давлением P = 4...16 МПа, температура T = 700 °С, время t = 20 мин, давление остаточных газов $P = 2\times10^{-3}$ Па. Перед механическими испытаниями сваренные образцы вылеживали при 25 °С в течение 15...20 дней.

Прочность соединения на отрыв имеет максимум в 490 МПа после сварки при давлении 12 МПа (рис.1). Исследование фрактографии образцов после механических испытаний показало, что разрушение проходит по границе интерметаллидов Ti_2Ni+TiNi/$TiNi_3$.

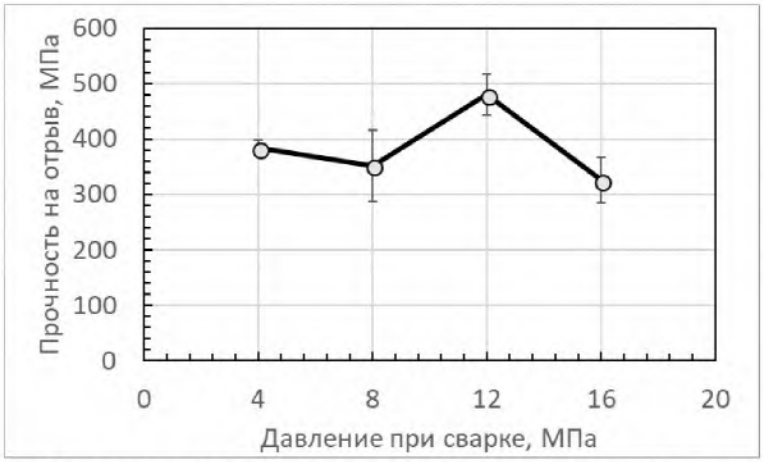


Рис. 1. Влияние сварочного давления на прочность соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку Х2Н98.

Литература:

1. Хазгалиев Р.Г., Ибрагимова И.И., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р. Влияние температуры и времени сварки давлением на формирование соединения титанового сплава со сплавом Х2Н98 // Вектор науки ТГУ. – 2017. – №4(42). – С. 40-45.

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ФТОРИДОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ (Sm и Yb) В НИЗШИХ СТЕПЕНЯХ ОКИСЛЕНИЯ

Ивановская Н.А.[1], Каримов Д.Н.[1], Григорьев Ю.В.[1]

[1]*Институт кристаллографии им. А.В Шубникова*
ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва
nivanovskaya007@gmail.com

Разработка эффективных методов синтеза и определение фундаментальных физико-химических характеристик некоторых функциональных соединений редкоземельных элементов (РЗЭ) является основой для создания современных полифункциональных материалов. Фториды редкоземельных элементов в наноразмерном состоянии перспективны для создания различных люминесцентных материалов, катализаторов, биомедицинских приложений [1, 2]. Один из методов получения наноматериалов, имеющий высокую производительность, - метод механохимического синтеза, заключающийся в интенсивном механическом воздействии на исходный материал, представляется наиболее перспективным, поскольку предопределяют получение наночастиц с повышенным уровнем свободной энергии и более чистыми по химическому составу.

Дифториды самария и иттербия, кристаллизующиеся в структурном типе флюорита (пр. гр. *Fm*-3*m*), традиционно получают восстановлением соответствующего трифторида, используя в качестве восстановителей водород или металлический РЗЭ при высоких температурах. В данной работе впервые синтезированы нестехиометрические наноразмерные фазы SmF_{2-x} и YbF_{2-x} при комнатной температуре механохимическим диспергированием.

Синтез проводился в планетарно-шаровой мельнице Retsch PM-200 путем энергомеханического перемешивания трифторида (RF_3) и соответствующего металла (R) согласно теоретической реакции $2RF_3 + R = 3RF_2$. Процесс проводился в атмосфере аргона при массовом соотношении реакционной массы и рабочих тел 1:100, частоте вращения 600 об/мин, времени активации 3-5 часов, энергии помола до 3 кДж. Прохождение химической реакции характеризовалось изменением окраски полученного порошка.

Синтезированный материал был исследован методом рентгеновской и электронной дифракции, растровой (РЭМ) и просвечивающей (ПЭМ) электронной микроскопии.

Полученные с помощью РЭМ микрофотографии (рис. 1 а), демонстрируют скопления наночастиц, а также частиц значительного размера (до 4 мкм), которые после проведения дополнительных экспериментов оказались результатом недостаточного времени помола.

Результаты ПЭМ показывают, что частицы, наблюдавшиеся с использованием РЭМ, могут быть как скоплениями наночастиц размером около 10-20 нм, так и целыми частицами, достигающими размеров порядка 30-80 нм. По результатам дифракции электронов и рентгеновского микроанализа показано, что изученные образцы являются многофазными и состоят из смеси RF_2 и R_2O_3. Оксидная (оксофторидная) фаза чаще образуется на поверхности частиц с размерами до 60 нм (рис. 1 в).

Образование кислородсодержащей фазы связано с нестабильностью соединения RF_{2+x} и его окислением на воздухе. Изучены зависимости размера получаемых частиц от продолжительности механического помола и стехиометрии состава загрузка кристаллы.

В работе приводятся результаты сравнительного анализа образцов нестехиометрического фторида SmF_{2-x} полученных механосинтезом и традиционным методом восстановления SmF_3 металлическим Sm в запаянных кварцевых ампулах [3].

Работа выполнена при поддержке *Российского фонда фундаментальных исследований* (проекты № 16-03-00707, 17-00-00118 КОМФИ) с использованием оборудования ЦКП ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН.

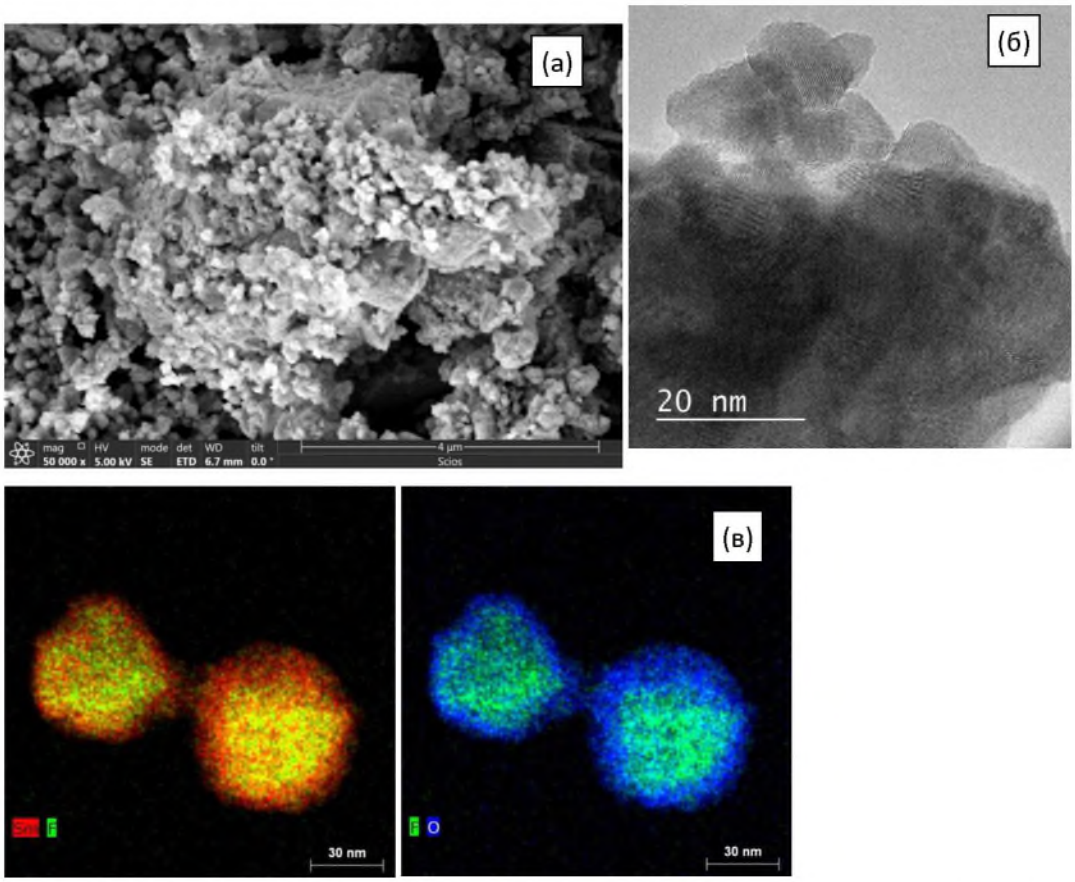


Рис. 1. РЭМ (а) и ВРЭМ (б) - изображения скопления изученных частиц SmF_{2+x} и карты распределения элементов (Sm, F, O) в образце по данным ЭДС (в).

Литература

1. Кузнецов С.В., Осико В.В., Ткаченко Е.А., Федоров П.П. Неорганические нанофториды и нанокомпозиты на их основе. // Успехи химии. 2006. Т. 75. № 12. С 1193-1211.
2. Functionalized inorganic fluoride: Synthesis, characterization and properties of nanostructured solids. Ed. Tressaud, 2010, John Wiley & Sons Ltd, Chichester, UK. 591 p.
3. Бучинская И.И., Каримов Д.Н., Иванова А.Г., Зыкова М.П. Синтез нестехиометрического фторида SmF_{2+x}. // Кристаллография. 2018. Т. 63. № 3 (в печати)

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ГЕТЕРОГЕНИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ КРИОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Крымский С.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В.

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

Исследовали влияние предварительной гетерогенизации на структуру и твердость алюминиевого сплава Д16 после криогенной прокатки и последующего отжига. Для этого сплав в закаленном и гетерогенизированном при 400°С в течение 5 часов состояниях подвергли изотермической прокатке при температуре жидкого азота до суммарной степени е=2. Последующий получасовой отжиг проводили в интервале температур 190-500°С.

Методами оптической металлографии и электронной микроскопии установлено, что в матрице закаленного сплава присутствовали лишь дисперсные выделения Т-фазы (рис. 1а). При гетерогенизации в дополнение к ним выделялись и коагулировали частицы θ и S фаз (рис. 1д). При прокатке предзакаленного сплава формировалась неоднородная структура, состоящая из деформационных полос, содержащих преимущественно слабо-разориентированные ячеистые структуры (рис. 1б). При этом вблизи частиц Т-фазы отмечали повышенную плотность дислокаций (рис. 1в). В гетерогенизированном же состоянии формировалась более гомогенная структура, с более однородным распределением дислокаций, ячеек и границ (рис. 1е). Ее отличительной особенностью было также наличие наноразмерных кристаллитов, располагавшихся вблизи частиц вторых фаз (рис. 1ж).

Обнаружено, что после криодеформации наибольшую твердость (180HV) демонстрировал предзакаленный сплав. Обезлегирование твердого раствора при гетерогенизации снижало его твердость и наследовалось после прокатки, обеспечивая твердость не выше 150HV. Последующий же отжиг приводил к развитию процессов возврата и рекристаллизации и снижению твердости обоих состояний. При этом в гетерогенизированном сплаве процессы зарождения новых зерен протекали более интенсивно, формируя более однородную и мелкозернистую структуру.

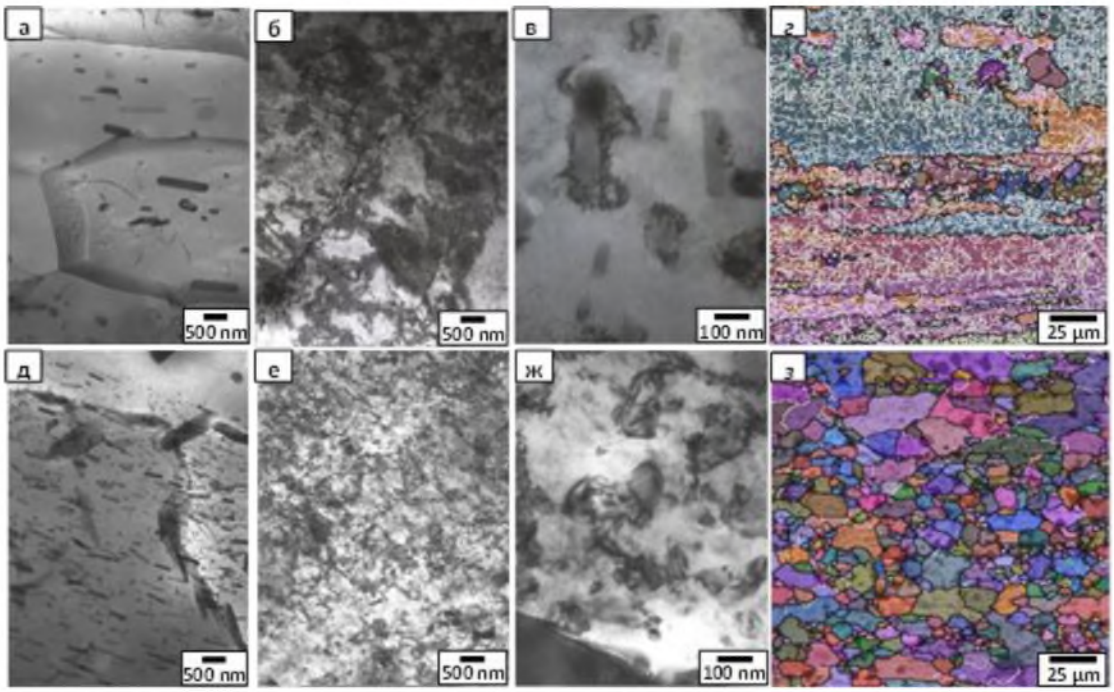


Рис. 1. Структура сплава Д16: (а-г) закаленное состояние, (д-з) гетерогенизированное, (б,в,е,ж) криодеформированное, (г,з) отоженное при 400°С после криодеформации.

РАЗОРИЕНТИРОВКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В КЕРАМИКЕ Y123, ПОДВЕРГНУТОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Имаев М.Ф. [1,2], Кабирова Д.Б. [1]

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

Исследовали распределение текстуры и спектра разориентировок границ зерен в различных участках образца высокотемпературного сверхпроводника $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123), подвергнутого деформации кручением под квазигидростатическим давлением при 1008°С на угол 30°. Средний уровень базисной текстуры (фактор Лотгеринга F), рассчитанный из дифрактограммы, снятой со шлифа, перпендикулярного оси сжатия/кручения, составил F= 0,965 [1].

В данной работе для более детального и точного определения текстуры исследование проводили на шлифах параллельных оси сжатия/кручения. В недеформированном образце суммарная доля малоугловых границ (МУГ) с углами разориентировки от 2° до 10° не превышает 5%. Деформация привела к формированию сильной, но неоднородной по радиусу образца текстуры. В центре деформированного образца формируется сильная аксиальная текстура с осью [001] параллельной оси сжатия/кручения и долей МУГ около 20%. На расстоянии 2 мм от центра образца располагается кольцо с небазисной текстурой, а суммарная доля МУГ достигает 30%. На краю образца формируется биаксиальная текстура: ось [001] параллельна оси сжатия/кручения, а ось [110] ориентируется вдоль радиуса образца. Суммарная доля малоугловых границ на краю образца составляет 56%. Таким образом, высокую плотность критического тока следует ожидать на краю образца.

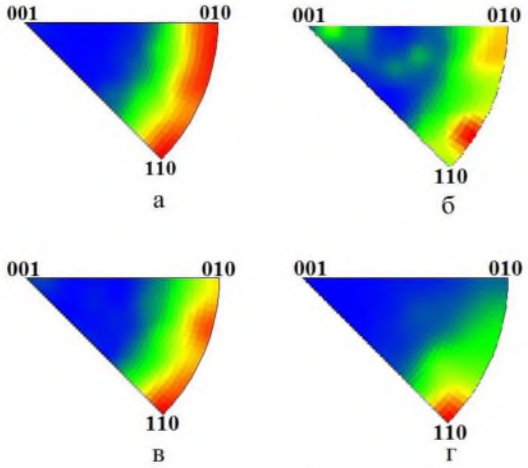


Рис. 1. IPF карты и локальные обратные полюсные фигуры (ОПФ), снятые с участков, находящихся на расстоянии (а) 0,5 мм, (б) 2 мм, (в) 4,2 мм, (г) 6,3 мм от центра деформированного образца в плоскости параллельной оси сжатия/кручения.

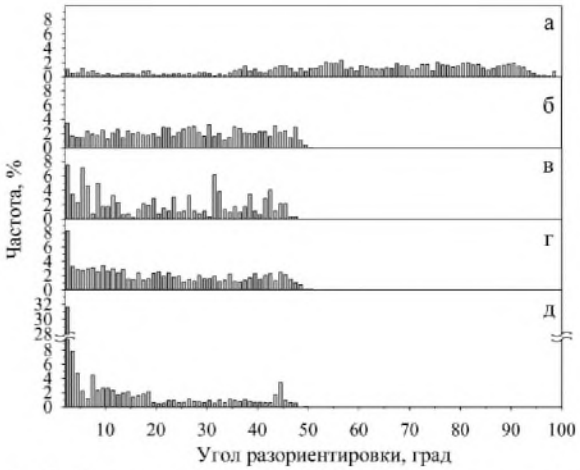


Рис. 2. Распределения углов разориентировки границ зерен в (а) недеформированном образце и на участках деформированного образца, находящихся на расстоянии (б) 0,5 мм, (в) 2 мм, (г) 4,2 мм, (д) 6,3 мм от центра образца.

Литература

1. М.Ф. Имаев, Д.Б. Кабирова, Р.Р. Якшибаева Влияние метода высокотемпературной деформации на формирование текстуры в ВТСП керамике Y123 // Перспективные материалы. Специальный выпуск. 2011. № 12. С. 186-190.

МЕДЬСОДЕРЖАЩИЕ НАНОКОМПОЗИТЫ В КАТАЛИТИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

Исаева И.Ю.[1], Остаева Г.Ю. [1], Грушина В.В. [1], Литманович А.А. [1], Морозова О.С. [2]

[1]Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ)
[2]Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химической физики им. Н.Н. Семенова Российской академии наук (ИХФ РАН)
irina-razumova-xim@yandex.ru

При промышленном получении H_2 образуются побочные продукты: CO, CO_2, CH_4, H_2O. Очистка промышленного H_2 от CO необходима при использовании водорода в качестве энергоносителя в топливных элементах нового поколения. Для повышения эффективности очистки используют различные катализаторы, основными недостатками которых являются высокая стоимость и жесткие требования при применении и изготовлении.

Разработан способ очистки технического водорода от CO за счет использования каталитической системы: CeO_2/медьсодержащие наночастицы. Каталитическая система была получена механохимическим синтезом. При этом соотношение масс с CuO/CeO_2 составило 10:90, Cu/CeO_2 8:92. Процесс проводился при комнатной температуре в течение 0,5-2 часов.

Размеры частиц меди, оксида меди (II) на наноуровне и дисперсии с узким распределением частиц по размерам обусловлены особенностями синтеза медьсодержащих наночастиц. В ходе механоактивации смеси достигается высокая адгезия кристаллитов к поверхности носителя - CeO_2. Возможность контролировать размерные характеристики в процессе синтеза позволяет подбирать, в зависимости от заданных параметров, оптимальный наноразмерный диапазон 6-20 нм.

Каталитическая активность исследовалась в проточном каталитическом реакторе при составе реакционной смеси (%) H_2:CO:O_2 = 98:1:1. Было выявлено, что максимальные показатели каталитической активности наблюдались в системах CuO-CeO_2 и Cu-CeO_2 синтезированных в течение 90 и 60 мин., соответственно.

Состав и размерные характеристики нанокомпозитов были исследованы методами электронной спектроскопии, РФА, ТГА, ПЭМ, СЭМ, ПРЭМ, ВРЭМ, электронной томографии.

Исследования системы показали, что поверхность частиц катализатора состоит из случайно ориентированных и плотно сопряженных кристаллитов CeO_2 с медьсодержащими наночастицами. Расчет межплоскостных расстояний показал структуры, характерные как CeO_2, так и для Cu_2O, Cu^0 при этом дефекты кристаллической решетки Cu_2O, Cu^0 и наличие пористости образцов обусловлено спецификой синтеза.

Данный метод не только позволяет обеспечить высокую степень очистки водорода (99%) в более мягких условиях в отличие от существующих, но и повысить производительность процесса. Показано, что наличие в системе наноразмерных (10-20 нм) частиц Cu позволяет снизить температуру реакции с 543К (температура каталитической реакции при использовании катализаторов, полученных распространенным методом) до 413К (температура каталитической реакции при использовании катализаторов, полученных разработанным способом).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (проект № 16.11777.2018/11.12)

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ГОЛОВКИ ПУТЕВОГО ШУРУПА VOSSLOH SS35

Ишимов А.С., Барышников М.П.

ФГБОУ ВО «МГТУ им. Г.И.Носова», Магнитогорск, Россия
TTSoprano.A@gmail.com

На основе анализа реологических свойств стали 20 было определено и проанализировано напряженно-деформированное состояние головки путевого шурупа Vossloh ss35 в процессе горячей штамповки [1-9]. Были проанализированы два варианта технологического процесса горячей штамповки, а именно штамповка цельным пуансоном, и составным подпружиненным пуансоном. Были проанализированы поля распределения деформаций, а также кинетика процесса деформирования в семи точках, выбранных по объему заготовки представленных на рис. 1.

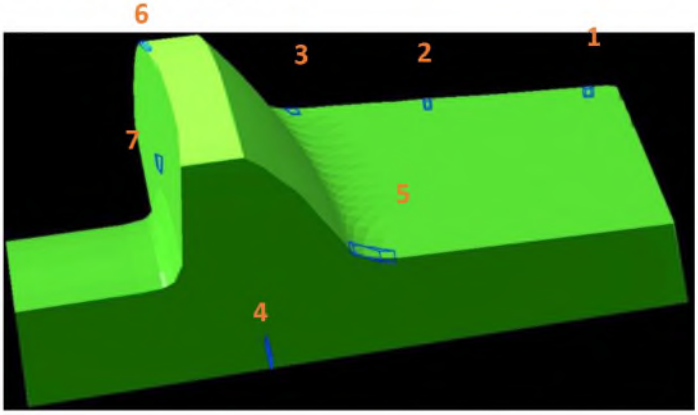


Рис. 1 – Расположение исследуемых конечных элементов

Было установлено, что штамповка головки путевого шурупа составным подпружиненным пуансоном приводит к существенному снижению степени деформации в исследуемых точках по отношению к процессу штамповки цельным пуансоном. Наибольшее снижение степени деформации наблюдается в точках, расположенных на фланце и внизу грани. В них падение степени деформации составило 69 % и 56 % соответственно. Однако в точках, расположенных на верху грани и на нижней стороне фланца, находящихся в контакте с матричным блоком, наблюдается рост степени деформации при штамповке составным подпружиненным пуансоном, в них рост степени деформации составил 32 % и 20 % соответственно. Наименьшее отличие в значении степени деформации между штамповкой цельным и составным подпружиненным пуансоном наблюдается в точке, расположенной в области перехода от прямоугольной части головки путевого шурупа к фланцу, падение степени деформации составило 7%.

Были определены максимальные усилия горячей штамповки для двух вариантов технологичексго процесса при деформации в условиях охлаждения от 1150 ^{o}C. На рис. 3 представлены зависимости величины перемещения деформирующего иснтрумента от усилия деформирования.

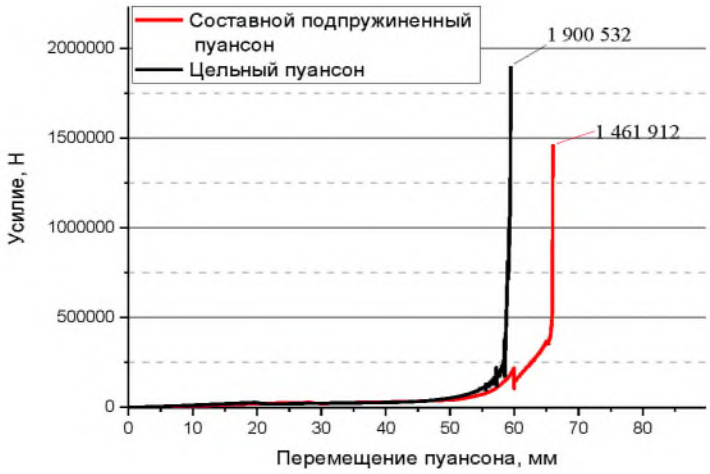


Рис. 2 - Зависимость усилия деформации от величины перемещения деформирующего инструмента

Установлено что при штамповке составным подпружиненным пуансоном происходит снижение максимального усилия на 23% (с 1900 до 1460 кН).

Литература

1. Физическое моделирование деформационного измельчения структуры углеродистой стали с использованием комплекса Gleeble 3500 / А.С. Ишимов, М.В. Чукин, О.А. Никитенко, Ю.Ю. Ефимова, Н.В. Копцева, М.П. Барышников // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Вып. 10: в 2ч. Ч.2. – Тула: Изд-во ТулГУ. – 2014. – С. 18-27.
2. Ишимов, А.С. К вопросу выбора математической функции уравнения состояния для описания реологических свойств стали 20 в процессе горячей пластической деформации / А.С. Ишимов, М.П. Барышников, М.В. Чукин // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. – 2015. – №1. – С. 43-50.
3. Исследование процесса динамической рекристаллизации в углеродистых сталях при горячей деформации на основании физического моделирования на комплексе Gleeble 3500 / А.С. Ишимов, М.П. Барышников, М.С. Жеребцов, Ю.Ю. Ефимова, О.А. Никитенко // Вестник ПНИПУ. Машиностроение материаловедение. – 2014. – Т.16. – №4. – С. 113-124.
4. Физическое моделирование реологических свойств и расчет сопротивления деформации стали 20 в процессе горячей пластической деформации на комплексе Gleeble 3500 / А.С. Ишимов, М.В. Чукин, М.П. Барышников, О.А. Никитенко // Производство проката. – 2015. – №11. – С. 3-9.
5. Johnson, G.R. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures / G.R. Johnson. W.H. Cook. // Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistic. - 1983. – P. 541–547.
6. Steinberg, D.J. A constitutive model for strain rates from 10^4 to 10^6 s^{-1} / D.J. Steinberg C.M. Lund. // Journal of applied physics. – 1989. – 65. – P. 1528-1533.
7. Steinberg, D.J. A constitutive model for metals applicable at high strain rate / D. J. Steinberg, S. G. Cochran, M. W. Guinan // Journal of applied physics. – 1980. – Vol. 51. – P. 1498-1504.
8. Zerill, F.J. Disloation mechanics based constitutive relations for material dynamics calculations / F.J. Zerill, R.W. Armstrong // Journal of applied physics. – 1987. – Vol. 61. – P. 1816-1825.
9. Preston, D.L. Model of plastic deformation for extreme loading conditions / D.L. Preston, D.L. Tonks, D.C. Wallace // Journal of applied physics. – 2003. – Vol. 93. – P. 211-220

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЭП 836 ВД

Кабиров Р.Р., Нурисламов А.Х.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
Kabirovr@imsp.ru

Перспективы совершенствования гистерезисных двигателей связаны с созданием высокопрочных магнитных материалов для изготовления приводного диска ротора. Для повышения к.п.д. двигателя необходимо увеличение скорости вращения ротора. Это приводит к увеличению центробежных сил, и как следствие, повышение требований к его прочностным свойствам. Используемые в качестве материала роторов в настоящее время пружинные стали 60С2ХА и 70С2ХА исчерпали возможность повышения скорости. Для создания перспективного материала роторов гистерезисных двигателей необходимо сочетание механических и магнитных свойств.

В литературе описываются сплавы на основе системы Fe-Cr-Co, рекомендуемый для использования в гистерезисных двигателях, легированный вольфрамом и галлием, приводятся его магнитные и механические свойства. Показано, что легирование вольфрамом приводит к повышению прочностных характеристик α-твердого раствора и скачкообразному их повышению после деформации и дисперсионного твердения. При этом в структуре сплава появляется большое количество дислокаций, блокированных второй фазой. Величина коэрцитивной силы H_c возрастает одновременно с повышением прочности магнитного материала и составляет (0.9-1,25) кА/м, величина остаточной индукция Br равна (0,6-0,8)Тл. При удовлетворительных значениях остаточной индукции и прочности значение коэрцитивной силы явно недостаточно для использования материала в гистерезисных двигателях.

Хорошим сочетанием прочности и пластичности обладают мартенситно-стареющие стали. Высокий уровень прочности, достигаемый в этих сталях, обусловлен процессами старения безуглеродистого мартенсита, который в исходном несостаренном состоянии обладает высокой пластичностью и относительно малой прочностью. Упрочнение сталей при старении обусловлено процессами выделения мелкодисперсных интерметаллидов типа NiTi, Ni_3Ti, Ni(Ti,Al), Fe_3Mo, Fe_3W и др., когерентно связанных с матрицей.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния деформационно-термической обработки в частности степени деформации при прокатке на магнитные свойства и твердость мартенситно-стареющей стали ЭП-836ВД.

Исследованы образцы, прокатанные при различных степенях деформации (0, 40, 75, 83%) Проведена термическая обработка старением при температуре 250 и 550°С при времени (0,1- 25) час. На всех, полученных образцах проведены измерения твердости и магнитных свойств (коэрцитивной силы и остаточной индукции)

Показано, что холодная пластическая обработка приводит к увеличению коэрцитивной силы и активизирует процессы в низкотемпературной области и в дальнейшем введение дополнительной длительной (до 25 час) термической обработки при низких (250°С) температурах приводит к увеличению остаточной индукции и твердость при этом достигает максимального значения 54-57 HRC.

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА ПОРИСТЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ОКСИДОВ ЖЕЛЕЗА

Казанцев С.О.[1], Кондранова А.М.[1]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*
kzso@ispms.tsc.ru

Нанодисперсные оксиды металлов являются одними из перспективных материалов для создания новых функциональных покрытий, композитов, катализаторов, материалов биомедицинского назначения. Наночастицы оксида железа имеют важное научно-техническое значение из-за своих магнитных свойств, низкой токсичности и биосовместимости. Это также обусловлено особенностями их морфологии и специфическими сорбционными свойствами поверхности. Для синтеза наночастиц оксидов железа используются различные методы: золь-гель технология, сольвотермический и гидротермальный синтез, гидролиз солей и др. [1,2].

В данной работе с помощью различных химических методов были получены наноструктурные частицы оксидов железа. В результате осаждения из раствора соли хлорида железа щелочью были синтезированы наночастицы размером 5-10 нм, которые собраны в агломераты различной неправильной формы (рис. 1 а) размером от 100 до 500 нм. При гидротермальном окисление были синтезированы стержни размером 1-5 мкм и толщиной порядка 50 нм агломерированные в сферические частицы размером от 1 до 5 мкм.



а б

Рис. 1. ПЭМ изображения оксида железа: а - полученного осаждением из раствора соли; б - гидротермальное окисление.

Удельная поверхность наночастиц оксида железа, полученных осаждением из раствора соли составляет 325 $м^2/г$, что значительно больше по сравнению с наночастицыми полученными гидротермальным окислением, у которых она составляет 45 $м^2/г$. Наноструктуры, синтезированные осаждением из раствора $FeCl_3$ имеют дзета-потенциалравный 29,2 мВ и представлены фазой гематита. Наноструктуры, полученные в гидротермальных условиях имеют дзета-потенциал 6,2 мВ, имеют структуру гетита.

Полученные данные дают предпосылки для возможного использования синтезированных наноструктур в качестве носителей лекарственных препаратов, в том числе антибиотиков с целью разработки материалов биомедицинского назначения.

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.604.21.0156, идентификатор проекта RFMEFI60417X0156).

Литература

1. Zhuang Z. L. et al. Preparation and characterization of Fe_3O_4 particles with novel nanosheets morphology and magnetochromatic property by a modified solvothermal method //Scientific reports. – 2015. – Т. 5. – С. 9320.
2. Ooi F. et al. A facile solvothermal synthesis of octahedral Fe3O4 nanoparticles //small. – 2015. – Т. 11. – №. 22. – С. 2649-2653.

ФОРМИРОВАНИЕ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ГРАФАНЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Катин К.П. [1,2], **Маслов М.М.** [1,2]

[1]*Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва*
[2]*Научно-исследовательский институт Проблем развития научно-образовательного потенциала молодёжи, Москва*
KPKatin@yandex.ru

Графан состоит из атомов углерода и водорода, массы которых отличаются более чем на порядок. Вследствие этого фононный спектр графана имеет щель, лежащую в диапазоне от ~40 до ~80 ТГц. Ангармонические колебания атомов водорода, характеризующиеся большими амплитудами ~0.5 Å, имеют частоты, соответствующие указанному промежутку [1]. Это делает возможным существование дискретных бризеров – сильно локализованных колебательных мод, частоты которых лежат внутри запрещенной зоны [2]. Интерес к бризерам связан с их ролью в процессе десорбции водорода из графана. Реальные бризеры являются квазистационарными объектами, слабо взаимодействующими с фононами [3]. Время их жизни при комнатной температуре составляет всего несколько пикосекунд [3], что затрудняет их экспериментальное обнаружение и исследование.

Простые оценки показывают, что сравнительно слабое переменное поле $E \sim 10$ mV/Å подходящей частоты может восполнить потери энергии бризера, связанные с его взаимодействием с фононами. Таким образом, можно ожидать усиления десорбции водорода при включении переменного поля. Более сильное постоянное поле, приложенное перпендикулярно плоскости графана, позволяет смещать его фононный спектр, что создает дополнительные возможности для возбуждения бризеров.

Мы планируем теоретическое и экспериментальное исследование влияния переменных и постоянных полей на процесс десорбции водорода из графана. В данной работе обсуждается только теоретическая часть исследования, основанная на компьютерном моделировании. Расчёты фононного спектра и изучение особенностей C – H взаимодействия в графане при наличии поля проводились в рамках теории функционала плотности. На основе полученных данных модель сильной связи NTBM [4] была модифицирована таким образом, чтобы обеспечить точное воспроизведение C – H взаимодействия в присутствии поля. Впоследствии модифицированная NTBM модель использовалась для длительных молекулярно-динамических расчетов. Примененный полуэмпирический подход сочетает относительно высокую производительность с точностью, недостижимой при использовании упрощенных эмпирических потенциалов.

Результаты моделирования подтвердили возможность возбуждения и стабилизации бризеров, а также усиление десорбции водорода посредством приложения электрического поля. Мы рассчитываем, что результаты моделирования будут подтверждены экспериментально.

Литература

1. Chechin G.M., Dmitriev S.V., Lobzenko I.P., Ryabov D.S. Properties of discrete breathers in graphane from ab initio simulations // Phys. Rev. B. 2014. Vol. 90. P. 045432.
2. Дмитриев С.В., Корзникова Е.А., Баимова Ю.А., Веларде М.Г. Дискретные бризеры в кристаллах // УФН. 2016. Т. 186. С. 471-488.
3. Baimova J.A., Murzaev R.T., Lobzenko I.P., Dmitriev S.V., Zhou K. Discrete breathers in graphane: Effect of temperature // JETP. 2016. Vol. 122. P. 869-873.
4. Maslov M.M., Podlivaev A.I., Katin K.P. Nonorthogonal tight-binding model with H–C–N–O parameterization // Molecular Simulation. 2016. Vol. 42. Issue 4. P. 305-311.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ТВЕРДОФАЗНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ Al-Cu

Муртазина А.К.[1], Лукманов М.Р.[2], Киеккужина Л.У.[2], Даниленко В.Н.[3]

[1]Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа
[2]Башкирский Государственный Университет, Уфа
[3]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
vdan@anrb.ru

Одним из методов получения материалов с улучшенными свойствами являются твердофазные превращения под действием деформации. Деформация сдвигом под давлением в наковальнях Бриджмена позволяет осуществлять твердофазные превращения в стопке тонких разнородных пластин. Такой процесс деформации называют механическим легированием или механическим сплавлением.

Целью данной работы является исследование влияния числа оборотов наковальни Бриджмена на твердофазное перемешивание в системы Al-Cu.

Тонкие пластины меди и алюминия укладывали в стопку, положив алюминий между пластинами меди, в весовом соотношении, соответствующим сплаву Cu_9Al_4 и деформировали в наковальне Бриджмена при давлении 50 т и числе оборотов 1, 3 5, со скоростью 2 об/мин.

Полученные образцы исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН 4-07 и растровой электронной микроскопии (VEGA 3 SBH) с энергодисперсионным анализатором. Измерение микротвердости проводили по методу восстановленного отпечатка на оптическом микроскопе Axiovert 100A с использованием установки для измерения твердости МНТ-10. В силу малой толщины образца, его приклеивали на стекло, чтобы избежать прогиба в момент вдавливания алмазной пирамидки. Статическая нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику в течение 10 секунд, составляла 100г.

Энергодисперсионный анализ проводили по линиям, расположенным на радиусе исследуемого образца. На линии через каждые 2,5 мкм определяли состав полученных образцов. На каждой линии было исследовано в среднем 1500 точек.

По результатам ЭДА, исследованные линии можно разделить на два участка: от центра образца до середины радиуса и от середины радиуса до края. На первом участке наблюдается присутствие меди и алюминия с преобладанием меди. На втором участке наблюдаем перемешивание меди и алюминия. В процессе перемешивания в некоторых точках полученный состав соответствует интерметаллидным соединениям Al_2Cu и Al_4Cu_9, число которых растет с увеличением числа оборотов.

На дифрактограммах исследуемых образцов наблюдаются дифракционные максимумы меди и незначительное содержание дифракционных максимумов алюминия. Результаты измерения микротвердости показали неоднородность вдоль радиуса образцов. Для образца полученного при одном обороте наковальни Бриджмена микротвердость примерно одинакова (Hv~139). С увеличением количества оборотов значения микротвердости в центре образца изменяется незначительно, а по краям наблюдается рост микротвердости в два и три раза для образцов, деформированных на 3 и 5 оборотов соответственно.

Увеличение числа оборотов вызывает рост интенсивности твердофазного перемешивания, что мало проявляется на макроуровне (РСА) но хорошо заметно на микроуровне (ЭДА) и наглядно видно по результатам измерения микротвердости.

Данная работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 18-12-00440).

ВЛИЯНИЕ ПЕРВИЧНЫХ МЕЗОДЕФЕКТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ОБОРВАННЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ГРАНИЦ В СЛУЧАЕ ФАСЕТИРОВАННОЙ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА

Кириков С.В.

Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород
ksv.kirikov@yandex.ru

Согласно современным представлениям [1,2], формирование разориентированных структур на начальной стадии фрагментации кристаллических твердых тел связано с накоплением пластических несовместностей на границах и в стыках зерен. Располагаясь относительно регулярно, они формируют так называемые первичные мезодефекты (дисклинации, дисклинационные диполи, планарные мезодефекты), создающие мощные неоднородные упругие напряжения в зернах поликристалла [3-5]. Эти напряжения возмущают и перераспределяют потоки решёточных дислокаций, вследствие этого, в окрестности мезодефектов формируются оборванные дислокационные границы деформационного происхождения (ОДГ ДП), разделяющих взаимно разориентированные мезобласти зерна. Именно они представляют собой наиболее характерные элементы структуры материалов на ранних стадиях развитой пластической деформации [1,2].

В настоящей работе рассмотрено влияние первичных мезодефектов на формирование ОДГ ДП в случае фасетированной границы зерна с периодическим расположением фасеток. Несмотря на такую идеализацию, рассчитанные методами компьютерного моделирования дислокационные границы по своей морфологии близки к наблюдаемым экспериментальным ОДГ ДП. Видно, что в окрестности фасетированной большеугловой границы зерна формируются ОДГ ДП исходящие из вершин сопрягающихся фасеток в объём зерна. При этом, как следует из результатов моделирования, за их формирование ответственно поле упругих напряжений, создаваемых системой стыковых дисклинаций. Длина таких участков, связана с радиусом экранирования упругого поля дисклинации дисклинациями другого знака, и в силу этого сопоставима с длиной фасетки (рис. 1). Можно показать, что ОДГ ДП располагаются вдоль изолиний нулевых напряжений, создаваемых системой разнозаряженных стыковых дисклинаций.

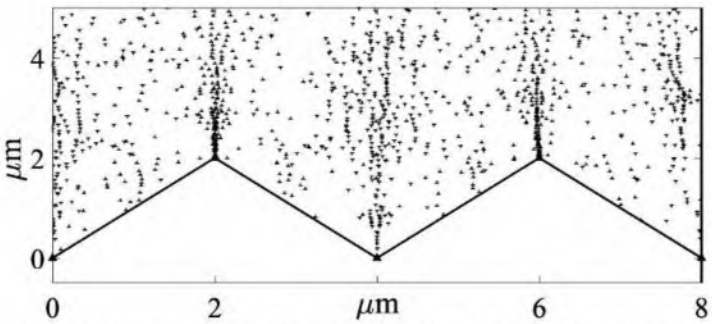


Рис. 1. Оборванные дислокационные границы, формирующие в поле системы дисклинационных диполей

Как показывает моделирование хорошо выраженные ОДГ ДП формируются в том случае, когда мощность стыковых дисклинаций значительно больше мощности планарных мезодефектов (рис. 2). При заданном тензоре разностной пластической дисторсии это условия выполняется лишь для определенного интервала ориентаций плоскости залеганий фасеток N_j и интервале углов между фасетками φ.

Тем не менее, можно предположить, что формирование ОДГ ДП возможно и в более общем случае, когда в процессе пластического деформирования на фасетированной границе

возникают как планарные мезодефекты, так и стыковые дисклинации деформационного происхождения сопоставимой мощности. Вероятно, процесс формирования ОДГ ДП может в этом случае происходить поэтапно. Вначале по мере достижения некоторой критической мощности планарного мезодефекта происходит его релаксация, путем пластического сдвига по плоскостям близким к плоскости залегания фасеток. Этот процесс должен приводить к эмиссии решеточных дислокаций в тело зерна. В результате мощность планарного мезодефекта снижается и его упругое поле релаксирует и создаются условия для инициации процесса аккомодации стыковой дисклинации осуществляемого путем образования ОДГ ДП. Такой сдвигово-ротационный механизм релаксации упругих полей напряжений мезодефектов может объяснить распространенность ОДГ ДП, возникающих на фасетках и изломах границ в пластически деформируемых поликристаллах, на которые могут накапливаться как ротационные мезодефекты, так и мезодефекты сдвигового типов.

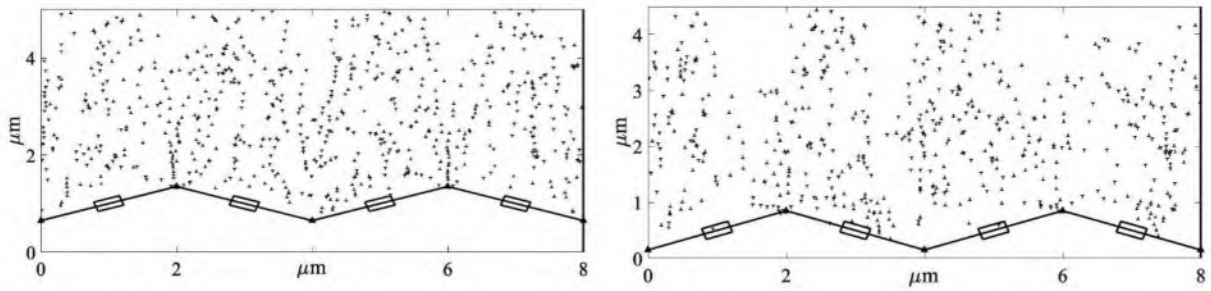


Рисунок 2. Дислокационная структура, формирующая вблизи фасетированной границы зерна в случае: а) симметричное распределение мезодефектов б) ассиметричное распределение мезодефектов

Выводы

1. Проведенный методами компьютерного моделирования анализ процессов формирования ОДГ ДП показывает, что хорошо выделенные оборванные дислокационные границы образуются при условии, когда влиянием упругого поля планарных мезодефектов на движение решеточных дислокаций в аккомодационной плоскости скольжения можно пренебречь. При этом оборванные дислокационные границы формируются под действием поля от стыковых дисклинаций.

2. В общем случае сопоставимой мощности мезодефектов формирование ОДГ ДП может осуществляться путем двух последовательно происходящих аккомадационных процессов. Первый из них связан с релаксацией планарного мезодефекта, за счет схождения локализованного на фасетке пластического сдвига в тело зерна, а второй развивается по мере уменьшения мощности планарного мезодефекта путем аккомадационного скольжения решеточных дислокаций, приводящего к образованию ОДГ ДП.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-33-00195.

Литература

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.
2. Romanov A.E., Vladimirov V.I., In: Dislocations in Solids, ed. by F.R.N. Nabarro. North Holland, Amsterdam, 1992, V. 9, p.191.
3. Romanov A.E., Kolesnikova A.L. Application of disclination concept to solid structures // Progress in Materials Science. 2009. V. 54. № 6. p. 740.
4. Рыбин В.В., Зисман А.А., Золотаревский Н.Ю. Стыковые дисклинации в пластически деформированных кристаллах // ФТТ. 1985. Т. 27, № 1. С.181
5. Perevezentsev V. N., Sarafanov G.F. The screening effect of mesodefects stress fields by dislocation ensemble and misorientation structure formation during plastic deformation. // Reviews on Advanced Materials Science. 2012. V. 30. № 1. p. 73

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ТОНКИХ ЛИСТОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22

***Классман Е.Ю., Классман П.А.**

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
*klassman@mail.ru

В современном машиностроении остро востребована надежная технология сверхпластического формообразования высокопрочных полых конструкций из титановых сплавов как для авиакосмического назначения, так и для общегражданских целей, например, спортивного инвентаря [1,2].

Комплексно-легированный двухфазный титановый сплав ВТ22 отличается максимальным эффектом упрочняющей термообработки, относится к классу наиболее высокопрочных титановых сплавов, хотя и применяется, главным образом, в виде крупногабаритных прутков и поковок с крупнозернистой структурой [3].

Прокатка тонких листов из массивной заготовки сплава ВТ22 обеспечивает достижение логарифмической степени деформации e~3…4, что вполне достаточно для измельчения структуры до нанокристаллического размера [4]. Основная задача заключается оптимальном выборе способа, оборудования и режима прокатки.

В настоящей работе применили прокатку в изотермических условиях (ИТП) при температурах ниже 600 °С, со скоростью, близкой к режиму низкотемпературной сверхпластичности (СП). Выбранная температура соответствует интервалу температур старения сплава после предварительной закалки. Таким образом, процесс деформационной эволюции исходной структуры сочетался со структурными изменениями в процессе наложения распада пересыщенного твердого раствора, что, вероятно, и определило полученные в комплексно-легированном титановом сплаве ВТ22 уникальные свойства [5,6]: изотермической прокаткой были получены листы сплава ВТ22 толщиной от 2,8 до 0,2 мм, с размером зерен до ~300 нм, обладающие пределом прочности ~ 1470 МПа, относительным удлинением до разрушения ~7% при относительном сужении ~ 20…25 %, KCU ~ 0,55 МДж/м^2. В полученном ультрамелкозернистом (УМЗ) сплаве ВТ22 СП реализуется при температуре 600 °С (m=0,45), а первые признаки СП проявляются при температуре 550 °С. Полученный прокат успешно применен для получения деталей глубокой вытяжкой.

Представленный материал может представлять интерес для конструкторов и технологов, занимающихся разработкой и изготовлением деталей ответственного назначения из титановых сплавов для авиакосмической техники.

Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Моисеев В.Н. Основные направления развития титановых сплавов для современного машиностроения // МиТОМ. 1997. №2. С. 30.
3. Структура и свойства титановых сплавов: Сб. статей/под. ред. С.Г. Глазунова, А.И. Хорева / М.: ОНТИ, 1972, 255 с.
4. Астанин В.В., Кайбышев О.А. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент РФ № 2320771. (2008).
5. Астанин В.В., Классман Е.Ю., Классман П.А. Получение листов сплава ВТ22 с ультрамелкозернистой структурой путем изотермической прокатки // Перспективные материалы/ 2009. Спецвыпуск (7). С. 14.
6. Классман Е.Ю., Классман П.А., Астанин В.В. Деформационное поведение сплава ВТ22 после изотермической прокатки // Перспективные материалы. 2011. №12. С. 218.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ТОНКИХ ЛИСТОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22

***Классман Е.Ю., Классман П.А.**

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
*klassman@mail.ru

Низкотемпературная сверхпластичность (СП) наблюдается в материалах с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, в которых предшествующей обработкой зерна-кристаллиты уменьшены до размеров не более сотни нанометров [1]. В двухфазных титановых сплавах, для которых наиболее развиты технологии обработки и изготовления изделий с использованием традиционной СП, возможно снижение температуры проявления эффекта СП на 150-300 °С [1 - 4]. Уровень снижения температуры определяется степенью измельчения зерен-кристаллитов и легированностью сплавов [2]. Очевидны преимущества технологий, основанных на использовании сверхпластической деформации (СПД), таких как объемная штамповка в режиме СП, сверхпластическая формовка (СПФ), диффузионная сварка [3]. Вследствие значительного понижения температуры обработки можно ожидать существенного уменьшения трудоемкости и энергозатрат.

В комплексно-легированном двухфазном титановом сплаве ВТ22 после измельчения исходных зерен до УМЗ состояния методом изотермической прокатки (ИТП), наряду с повышением прочностных характеристик, наблюдается уникальное для титановых сплавов явление - повышение ударной вязкости в высокопрочном сплаве ВТ22 при комнатной температуре [4], а также проявление эффекта низкотемпературной СП [5], что представляет несомненный интерес при разработке перспективных технологий формообразований деталей ответственного назначения из этого сплава для использования, например, в авиастроении.

В работе проводили изучение структуры и деформационного поведения УМЗ - сплава ВТ22, а также определение механических характеристик и эволюции структуры при температурах 550 и 600 °С и скоростях деформации $\dot{\varepsilon} = 10^{-4}...5\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$. Деформационное поведение сплава ВТ22 при повышенных температурах обусловлено активным развитием механизма кооперированного ЗГП, а разрушение связано с растрескиванием оксидной плёнки и интенсивным проникновением оксидного слоя в глубь образца в зоне растянутой шейки в процессе растяжения. В УМЗ сплаве ВТ22 СПД реализуется при температуре 550 °С (m = 0,35), максимальные значения коэффициента m~0,45 выявили при температуре 600 °С и $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$ $с^{-1}$.

Литература

1 Кайбышев О.А., Утяшев Ф. З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002, 438 с.
2 Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Салищев Г.А. Механические свойства титанового сплава ВТ8 с субмикрокристаллической структурой // ФММ. 1990. Т. 72. №10. С.204.
3 Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН // Российские нанотехнологии. 2007. Т. 2. №7-8. С. 38.
4 Астанин В.В., Классман Е.Ю., Классман П.А. Получение листов сплава ВТ22 с ультрамелкозернистой структурой путем изотермической прокатки // Перспективные материалы. 2009. Спецвыпуск (7). С. 14.
5 Классман Е.Ю., Классман П.А., Астанин В.В. Деформационное поведение сплава ВТ22 после изотермической прокатки // Перспективные материалы. 2011. №12. С. 218.

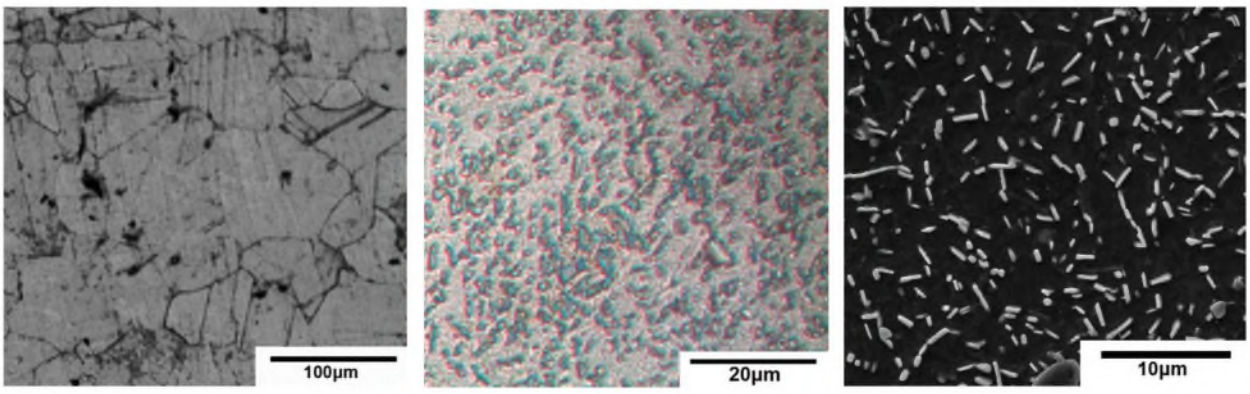
ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61

[1]Классман П.А., [1,2]Бикмухаметова А.А., [1]Валитов В.А., [1]Галиева Э.В.

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

Жаропрочные никелевые сплавы широко используются для изготовления различных деталей, применяемых в двигателях для аэрокосмической техники [1]. Повышение технологической пластичности труднодеформируемых никелевых сплавов возможно посредством использования эффекта сверхпластичности (СП). Для этого необходимо в объемных или листовых полуфабрикатах сформировать ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру [2,3]. Кроме того, целесообразно исследовать термическую стабильность сформированной УМЗ структуры, поскольку она в значительной степени определяет температурный интервал проявления и характеристики сверхпластических свойств исследуемого материала. В связи с этим целью данной работы является исследование влияния режимов горячей прокатки на формирование УМЗ структуры в никелевом сплаве ЭК61 и оценка ее термической стабильности при отжиге.

В исходном состоянии исследуемый сплав ЭК61 имел крупнозернистую (КЗ) структуру со средним размером зерен γ-фазы 62 мкм). Была изучена возможность получения УМЗ структуры методом горячей прокатки. Многосторонняя горячая прокатка проводилась в интервале температур 950÷875°С из прутка с начальным диаметром Ø=42мм. Установлено, что после прокатки с суммарной степенью деформации e=1,2 в деформированной заготовке формируется УМЗ структура со средним размером зерна γ-фазы 5 мкм. При этом средний продольный размер эллипсоидной формы пластин δ-фазы ~3 мкм. 2). Полученные результаты свидетельствуют о том, что в процессе прокатки развивается динамическая рекристаллизация, приводящая к измельчению исходной КЗ структуры и формированию равноосной УМЗ структуры (Рис.1).



а б в

Рис.1.Микроструктра сплава ЭК61 в исходном КЗ состоянии (а) и после прокатки (б, в)

Для определения термической стабильности сплава ЭК61 в УМЗ состоянии, которое было сформировано в процессе горячей прокатки проводили отжиги при температурах 875°, 900°, 925°, 950°, 980°С в течение 60 минут. По результатам исследования установлено, что после отжига при температуре 875°С структура исследуемого сплава сохраняется УМЗ и не выявляется сильных различий по сравнению с исходным УМЗ состоянием. Объёмная доля δ-фазы составляет 32±2%, межчастичное расстояние равно 4,3±1,5 мкм. Увеличение температуры отжига до температуры 900°С и 925°С приводит к частичному растворению δ-фазы, объемная доля которой уменьшилась до 15-17%. Средний размер межчастичного

расстояния при данных температурах отжига составил 5,2±1,7мкм. Более существенные изменения происходят при повышении температуры отжига до 950-980°С при которой происходит заметное уменьшение количества δ-фазы, до 4,7-4,4%, при этом, увеличивается межчастичное расстояние до 15,5±2,5 мкм.

Как известно [1,4] для сплава Inconel 718, который является аналогом исследуемого сплава ЭК61, стандартная термическая обработка на твердый раствор проводится при температуре 1000°С, при которой полностью растворяется выделения δ-фазы. Поэтому не удивительно, что после отжига при температуре 980°С сохраняется небольшое количество δ-фазы и увеличивается межчастичное расстояние, вследствие чего происходит увеличение размера зерен.

Таким образом, исходя из вышеперечисленных результатов, можно утверждать, что высокотемпературной отжиг при 950-980°С приводит к существенным изменениям параметров структуры (объемная доля δ-фазы уменьшается, увеличивается межчастичное расстояние, и как следствие увеличивается размер зерен δ-фазы. УМЗ структура в сплаве ЭК61, сформированная в результате прокатки, сохраняет термическую стабильность (межчастичное расстояние и соответственно размер зерен не превышает 5-6 мкм) при нагреве до температуры не выше 925°С.

По результатам измерения микротвердости показано, что в исследованном температурном интервале отжига сплава ЭК61 с УМЗ структурой значения микротвердости имеют тенденцию к небольшому снижению от 3,9 ГПа до 3,6 ГПа при увеличении температуры отжига от 875°С до 980°С. По-видимому, такое изменение микротвердости связано с эффектом Холла-Петча, когда характеристики предела текучести и в данном случае микротвердости материала снижаются с увеличением размера зерен.

Выводы

1. Показано, что многосторонняя горячая прокатка в интервале температур 950÷875°С с суммарной степенью деформации e=1,2 позволяет сформировать в прутковой заготовке УМЗ структуру дуплексного типа со средним размером зерна γ-фазы 5 мкм. При этом средний продольный размер эллипсоидной формы пластин δ-фазы составляет ~3 мкм.
2. Изучена термическая стабильность УМЗ структуры в прутковой заготовке из сплава ЭК61. Показано, что увеличение температуры отжига с 875 до 980°С приводит к уменьшению объемной доли δ-фазы с 32 до 4,4% и увеличению межчастичного расстояния, которое сопоставимо с размером зерен γ-фазы, с 4,3 до 16,9 мкм. Показано, что УМЗ структура в сплаве ЭК61 термически стабильна (размер зерен не превышает 5-6 мкм) при нагреве до температуры не выше 925°С.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-19-00685.

Литература

1. Симс Ч., Столофф Т., Хагель В. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. / В 2-х кн. - Пер. с англ. - М.: Металлургия, 1995. 568 с.
2. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З., Валитов В.А. Влияние содержания γ′-фазы на режимы подготовки структуры и сверхпластичность жаропрочных никелевых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. № 7. С.40.
3. Классман П.А., Валитов, В.А. Исследование влияния деформации на микроструктуру и механические свойства ультрамелкозернистого сплава ХН58МБЮД // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. 2014. С.100.
4. Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В., Мухтаров Ш.Х., Мухаметрахимов М.Х. Низкотемпературная сверхпластичность никелевого сплава Inconel 718 с субмикрокристаллической структурой. // Материаловедение. 2009. №4. С. 21.

ВЛИЯНИЕ ДИОКСИДА ТЕЛЛУРА НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ КОРРОЗИЮ МЕДИ

Климашин А.А.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
aaklimashin@gmail.com

Одними из наиболее востребованных на промышленном рынке материалов, обладающих высокой теплопроводностью, являются медные сплавы, которые применяются, например, в конструкциях теплоотводов камер сгорания жидкостных ракетных двигателей, термоядерных реакторов и космических двигательных установок. Популярной легирующей добавкой в таких сплавах является теллур, который улучшает обрабатываемость и термическую стабильность материала в определенном интервале температур. Однако, в процессе эксплуатации при повышенной температуре на воздухе может происходить окисление как меди, так и теллура. Формирующиеся двойные и тройные соединения системы Cu-Te-O могут образовывать легкоплавкие эвтектики. Известно, что многие расплавы обладают высокой смешанной ионно-электронной проводимостью, что значительно ускоряет процесс окисления меди и, соответственно, снижает ресурс материала. Таким образом, для точного прогнозирования и дальнейшего наращивания ресурса двигателей необходимо всестороннее исследование процесса ускоренной высокотемпературной коррозии меди.

В данной работе кинетика коррозии меди исследовалась на медных пластинах (М00к) толщиной 0,5 мм с нанесением различных масс порошка TeO_2 (вплоть до погружения в избыток порошка) с использованием как непрерывной термогравиметрии (измерение массы производится непрерывно во время нагревания и изотермической выдержки), так и прерывистой (взвешивание образцов, помещение в нагретую печь на заданные промежутки времени, закалка на воздухе, удаление частично растрескавшегося коррозионного слоя, взвешивание медного образца после удаления коррозионного продукта с поверхности). Оба метода продемонстрировали одинаковую линейную зависимость скорости коррозии меди (рис. 1 и 2), которая не зависит от массы нанесенного TeO_2, включая эксперименты с погружением в избыток порошка, то есть, процесс лимитируется не диффузионными процессами, а скоростью химических реакций на границе раздела. Отклонение от линейной зависимости на рис. 1 в правой части связано с израсходованием медного образца. Исходя из линейного закона скорости коррозии (1)

$$\frac{\Delta m_c}{S_c} = k_c t, \qquad (1)$$

где Δm_c – уменьшение массы меди, S_c – площадь коррозионного фронта, t – время, константа скорости коррозии меди (k_c) составила $4.5 \cdot 10^{-4}$ кг·м$^{-2}$·с$^{-1}$.

Проведенный послойный рентгенофазовый анализ (таблица 1) показал значительное различие фазового состава коррозионного слоя в зависимости от глубины: внутренний слой – Cu_2O и Cu_2Te; внешний слой – $CuTe_2O_5$ и Cu_2O; внешняя поверхность – Cu_3TeO_6, Cu_2O и CuO. Очевидно, что с приближением к границе «коррозионный слой – воздух» средняя степень окисления меди в соединениях возрастает, при этом Cu_2O в значительной степени присутствует во всем объеме продукта коррозии.

Анализ микроструктуры коррозионного продукта проводился с помощью методов оптической (рис. 3) и электронной микроскопии (рис. 4) на поперечных шлифах. Установлено формирование двух коррозионных слоев – внутреннего и внешнего – в каждом из которых наблюдаются типичные признаки закристаллизовавшейся эвтектики. Во внутреннем слое наблюдается сильная пористость, причем правильная сферическая форма пор может свидетельствовать о выделении газообразного кислорода из расплава. В обоих слоях наблюдаются типичные признаки закристаллизовавшейся эвтектики. Фазовый состав различных областей продукта коррозии (рис. 4) представлен на основании суммирования результатов РФА и СЭМ-РСМА.

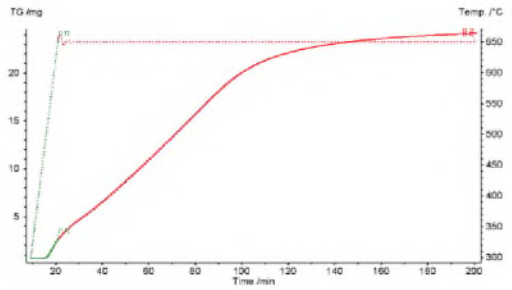
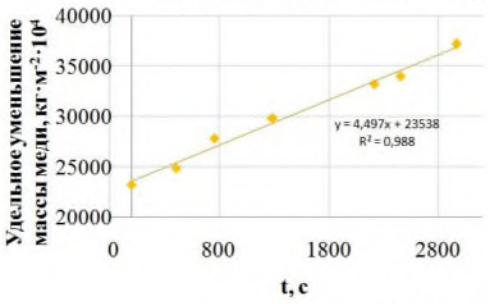


Рис. 1. Кинетика окисления меди (4x4x0.5 мм) в избытке TeO_2 на воздухе.

а



б

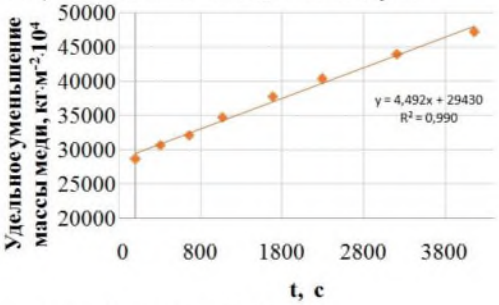


Рис. 2. Кинетика коррозии меди под действием TeO_2 ($m(TeO_2)$ = (а) 0,75 и (б) 1,5 г, 650 °C, воздух).

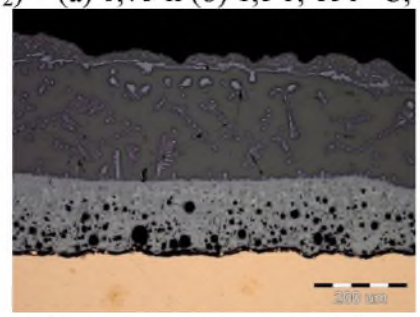


Рис. 3. Микрофотография поперечного шлифа продуктов коррозии. (медь 30x30x0,5 мм, 0,75 г TeO_2, 650 °C, воздух, 10 мин)

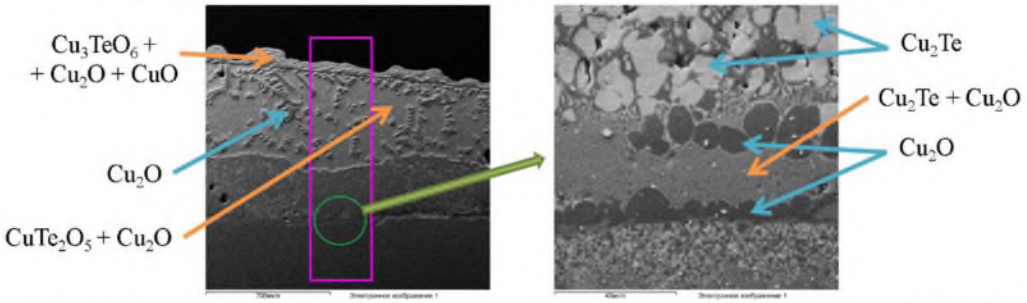


Рис. 4. Распределение фаз в продукте коррозии на основании РФА и СЭМ-РСМА.

Таблица 1. Фазовый состав коррозионного слоя.

Анализируемая часть коррозионного продукта	Содержание фазы, масс. %				
	CuO	Cu_3TeO_6	$CuTe_2O_5$	Cu_2O	Cu_2Te
Внешняя поверхность	7	61		32	
Порошок измельченного слоя с глубины 0-100 мкм		7	73	20	
–//– 100-200 мкм			84	16	
–//– 200-300 мкм			78	22	
–//– 300-400 мкм			38	40	22
–//– 400-500 мкм			9	62	29

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00737 мол_а.

БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ ФОСФАТЫ КАЛЬЦИЯ С КОНДЕНСИРОВАННЫМ ФОСФАТНЫМ АНИОНОМ ДЛЯ НАПОЛНЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ

Зуев Д.М. [1], Климашина Е.С. [1], Кикучи М. [2], Лабута Я. [2], Путляев В.И. [1], Евдокимов П.В. [1], Филиппов Я.Ю. [1], Сафронова Т.В. [1]

[1]*Московский государственный университет имени М.В.Ломоносова, Москва*
[2]*Национальный институт наук о материалах, Цукуба*
zuev.dmitri@gmail.com

Современная регенеративная медицина требует создания резорбируемых биологически активных материалов для костных имплантатов. Резорбироваться с достаточной для образования костной ткани скоростью могут фосфаты кальция с соотношением Ca/P $\leq$ 1.5. Улучшение механических и остеокондуктивных свойств перспективных 3D-биоматериалов достигается за счёт синергии наполнителя и термопластического связующего. Модификация имплантируемых биокомпозитов наполнителями, такими как смешанно-катионные Ca^{2+}/Na^{+} полифосфаты $(PO_3)^{n-}$, может значительно повысить скорость образования костной ткани *in vivo*.

Существуют проблемы получения различных возможных фаз смешанно-катионных полифосфатов, последующего изучения структуры полимерных цепей, определения влияния на клеточную среду. Решение проблемы связано с детальным изучением фазовых диаграмм в системах $CaO\text{-}P_2O_5\text{-}Na_2O$, определением параметров синтеза, фазового состава, степени полимеризации, что необходимо для оптимизации их биоактивных и остеоиндуктивных свойств.

Цель работы: создание биологически активных макропористых композитов на основе биополимеров и смешанно-катионных полифосфатов. На начальной стадии необходимо выполнение следующих задач работы: синтез и физико-химические исследования скПолиФ ($Ca(PO_3)_2$, $NaPO_3$, $NaCa(PO_3)_3$. Исследование состава, структуры, свойств и морфологии полученных образцов, а также оценка теоретической растворимости, определённой по термодинамической модели Глассера-Дженкинса, её сравнение со значениями экспериментальной растворимости.

Перспективные для регенеративной медицины смешанно-катионные Ca^{2+}/Na^{+} полифосфаты были получены через твердофазные реакции. РСМА позволил установить, что отношение ΣКатион/P достигает максимума 0,42 ± 0,05 для соединений с большей долей Ca^{2+}, что говорит о наиболее высокой степени полимеризации в твердом состоянии. Данные, полученные на ИСП-ОЭС показали, что смешанно-катионные плифосфаты имеют низкую растворимость в пределах от 1 ± 0.2 г/л для $Ca(PO_3)_2$ до 5 ± 0.4 г/л для $NaCa(PO_3)_3$ и 50 ± 2 г/л для растворимой фазы $NaPO_3$. Частичное противоречие экспериментальных данных и теоретических расчетов, которые определили все полифосфаты как растворимые, может быть вызвано сложностью учета влияния сложной структуры полианиона на термодинамическую растворимость в рамках модели для ортофосфатного аниона. ^{31}P ЯМР исследование водного раствора растворимой фракции полифосфатов позволило определить предположительную структуру полимера и рассчитать степень полимеризации путём интегрирования пиков, принадлежащих внутренним и внешним группам полифосфатов. Значения находятся в пределах от 10 до 30 для $NaCa(PO_3)_3$ в водном растворе, значения от 0 (нерастворимая фракция) до 1000 для $NaPO_3$.

Работа выполнена при поддержке проектов №18-08-01473, 16-38-60203,18-33-00789, 18-53-00034 Российского Фонда Фундаментальных Исследований и совместной исследовательской программы Национального института наук о материалах и Московского государственного университета имени М.В.Ломоносова. Результаты, использованные в работе, получены на оборудовании, приобретенном за счет средств Программы развития Московского государственного университета имени М.В.Ломоносова до 2020 г.

ГИБРИДНЫЙ ОСТЕОКОНДУКТИВНЫЙ КОМПОЗИТ ГИДРОГЕЛЬ/ФОСФАТ КАЛЬЦИЯ СО СПЕЦИАЛЬНОЙ МОРФОЛОГИЧЕСКОЙ АРХИТЕКТУРОЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫЙ МЕТОДОМ СТЕРЕОЛИТОГРАФИЧЕСКОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Климашина Е.С. [1,2], Тихонов А.А. [2], Евдокимов П.В. [1], Путляев В.И. [1,2], Щербаков И.М. [3], Дубров В.Э. [3]

[1] *Кафедра неорганической химии, Химический факультет, Московский Государственный Университет имени М.В.Ломоносова, Москва*

[2] *Кафедра междисциплинарного материаловедения, Факультет Наук о Материалах, Московский Государственный Университет имени М.В.Ломоносова, Москва*

[3] *Кафедра общей и специализированной хирургии, Факультет Фундаментальной Медицины, Московский Государственный Университет имени М.В.Ломоносова, Москва*

Klimashina@inorg.chem.msu.ru

В настоящее время актуальной является проблема реконструкции костной ткани, как одного из видов высокотехнологической медицинской помощи, как в РФ, так и в других государствах. Для опережающего развития фундаментальных исследований в этой области необходимо создание 4-ого поколения материалов для костной пластики, при этом нужно решать как материаловедческие, так и инженерные задачи, использовать аддитивные технологии и применять персонализированный подход в медицине.

Научная новизна данной работы состоит в использовании наполненного резорбируемыми слоистыми фосфатами гидрогеля с определенной морфологической архитектурой, создаваемой в процессе стереолитографической 3D-печати, в качестве тканеинженерной конструкции при реконструкции костной ткани в области дефекта произвольной формы.

Следует отметить, что каждый элемент предлагаемой конструкции имеет четко определенное предназначение. Слоистые фосфаты кальция (брушит – $CaHPO_4 \cdot 2H_2O$ и октакальциевый фосфат ОКФ – $Ca_8(HPO_4)_2(PO_4)_6 \cdot 5H_2O$): во-первых, в силу пластинчатой морфологии их кристаллов обеспечивают более эффективное армирование геля, позволяя варьировать его упругие свойства и компенсировать излишнее увеличение объема при разбухании геля, во-вторых, их слоистая структура приводит к увеличению сорбционной емкости в отношении остеогенных белков, что позволяет в процессе деградации композита иметь постоянную концентрацию этих белков в области зарастающего дефекта, способствуя тем самым протеканию остеоиндуктивного костеобразования, т.е. во всем объема дефекта, а не только на интерфейсе материал/нативная кость. Для обеспечения последней характеристики немаловажным является факт высокой резорбируемости указанных фосфатов: их деградация высвобождает (ад)сорбированные активные белки. Гидрогели активно используются в регенеративной медицине. Помимо их регенеративного потенциала предполагается использовать их эластичность и способность к набуханию для обеспечения полного заполнения костного дефекта с плотным прилеганием композитного материала к стенкам дефекта; это необходимо для эффективного остеогенеза. Созданная за счет 3D-печати архитектура со связными макропорами должна также способствовать увеличению деформируемости композита. Однако, основное назначение такой архитектуры – обеспечение остеокондуктивных свойств материала, способствование прорастанию в материал кости *de novo* вместе с кровеносными сосудами, обеспечению адгезии и пролиферации костных клеток и их предшественников на поверхности макропор. Для усиления адгезионных свойств поверхности макропор в рамках работы предполагается опробовать их покрытие слоем фосфатов кальция (в частности, вышеупомянутых слоистых фосфатов). Наконец, связная система макропор композитной конструкции должна быть наполнена физиологически активными веществами и/или активными клеточными

культурами самого пациента для запуска остеоиндуктивного костеобразования сразу после имплантации.

Целью работы стала разработка остеокондуктивных композиционных материалов с вязкоупругими свойствами на основе наполненных фосфатами кальция гидрогелей для их использования при реконструкции костной ткани. Основными задачами были синтез слоистых фосфатов кальция (брушита $CaHPO_4 \cdot 2H_2O$ и октакальциевого фосфата (ОКФ) $Ca_8(HPO_4)_2(PO_4)_4 \cdot 5H_2O$), проектирование архитектуры остеокондуктивных высокопроницаемых механически совместимых материалов, апробация способов равномерного наполнения гидрогелей фосфатами кальция, определение основных параметров стереолитографической 3D-печати биокомпозитов гидрогель/фосфат кальция (тип и концентрация фотоинициатора, степень разбавления мономера, степень наполнения порошком), проведение реологических, механических и биологических испытаний полученных композитов.

В ходе данной работы исследовались гидрогели на основе полиэтиленгликоль диакриалата (ПЭГ-ДА), которые чаще всего используются для регенерации мягких тканей организма. Для создания композитов готовилась суспензия на основе водных растворов биологически совместимых ПЭГ-ДА (M_w=700 Да), фотоинициатора Irgacure®819 (фенилбис(2,4,6-триметилбензоил)фосфин оксид), красителя хинолиновый желтый, а также наполнителя:а) синтезированных порошков брушита и ОКФ; б) солей $CaCl_2$ или смеси NaH_2PO_4 и Na_2HPO_4. Композиты получали методом стереолитографической 3D-печати в результате реакции фотополимеризации жидкой суспензии под воздействием внешнего источника света - DLP-проектора 3D-принтера Ember (Autodesk, США).

Проведено математическое моделирование экспериментов по протеканию воды и одноосному одностороннему нагружению различных архитектур с открытой макропористостью с целью определения наиболее проницаемой и наименее жесткой архитектуры макропористого материала. Было показано, что наиболее проницаемыми и податливыми являются структуры Кельвина и типа «гироид» с 70% долей пор. Для суспензий различного состава определены фоточувствительность и критическая энергия полимеризации в зависимости от концентрации фотоинициатора, красителя и армирующей добавки. При наполнении суспензии порошком (до 10% масс.) удавалось получить композиты с равномерным распределением добавки по объему гидрогеля. Механические характеристики ненаполненных гидрогелей и композитов определялись в ходе реометрических осцилляционных испытаний. Упругие модули сдвига составили от 40 кПа до 100 кПа в зависимости от состава суспензии, вязкие модули сдвига – от 1 кПа до 6 кПа, что соответствует фактору потерь – в 2-8°.

Таким образом, в ходе работы разработан биокомпозитный материал, по химическому составу и структуре сходный с нативной костной тканью, который обладает вязкоупругими механическими свойствами и обратимой деформацией до 14-15% и позволяет полноценно заполнять дефекты сложной формы.

Работа выполнена при поддержке гранта № 17-79-20427 Российского Научного Фонда. Результаты, использованные в работе, получены на оборудовании, приобретенном за счет средств Программы развития Московского государственного университета имени М.В.Ломоносова до 2020 г.

ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ НА ЯЧЕИСТЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ СТРУКТУРЫ

Клявлина А.И.[1], Рысаева Л.Х.[2], Баимова Ю.А.[1,2]

[1] *Башкирский государственный университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
alsou1961@yandex.ru

На протяжении последних двадцати лет ведутся активные исследования в области синтеза и изучения новых наноматериалов, создавая основу развития нанотехнологий. Во многом успех в этой области зависит от возможности синтеза наноматериалов и наночастиц различного размера, формы и состава, а также от способности создавать на их основе сложные структуры с улучшенными свойствами. Большой интерес с этой точки зрения представляют графен и другие углеродные структуры [1]. Объектом данного исследования являются гибридные sp^2-sp^3 наноструктуры углерода, представляющие собой структуры на основе графеновых нанолент, например [2], которые могут демонстрировать качественно новые механические свойства. Морфология углеродных структур оказывает значительное влияние на устойчивость структуры, поскольку стабильность, как и многие свойства, определяются степенью гибридизации атома углерода в материале. Устойчивыми были признаны структуры как с sp^2 или sp^3 гибридизацией, так и со смешанной (гибридной) sp^2-sp^3 структурой, однако свойства их в значительной мере отличаются.

Методом молекулярно-динамического моделирования исследовано деформационное поведение ячеистых структур со смешанной sp^2-sp^3 гибридизацией, рассмотрена зависимость кривой растяжение-деформация от приложенного напряжения. На рис.1. показано влияние одноосного растяжения на деформирование ячеистой структуры в направлении оси *z* в зависимости от времени в трех состояниях.

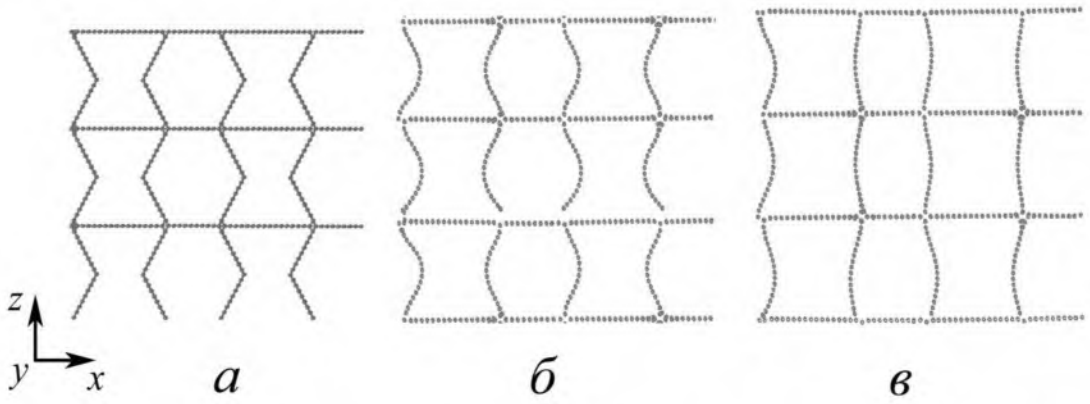


Рис. 1. Влияние времени деформации ячеистой структуры (а) – в исходном состоянии, (б) – в момент времени t = 2.5 пс и (в) t = 5 пс.

Работа поддержана грантом РНФ № 14-13-00982.

Литература

1. Baimova J.A., Rysaeva L.Kh., Rudskoy A.I. Deformation behavior of diamond-like phases: Molecular dynamics simulation // Diamond and Related Materials. 2018. № 81. P. 154-160.
2. Grima J. N., Oliveri L., Attard D., Ellul B., Gatt R., Cicala G., Recca G. Hexagonal Honeycombs with Zero Poisson's Ratios and Enhanced Stiffness // Advanced Engineering Materials. 2010. I. 12. N.9. P. 855-862.

EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE AND RESIDUAL STRESSES IN A CP-TI BIOIMPLANT PRODUCED BY INCREMENTAL SHEET FORMING

Konkova T.N. [1,2], Mironov S.Yu. [3], Rahimi S. [4]

[1]*Department of Design, Manufacture and Engineering Management, University of Strathclyde, 75 Montrose Street, Glasgow, G1 1XJ, United Kingdom*
[2]*Institute for metals superplasticity problems RAS, Khalturina street, 39, Ufa, 450001, Russian Federation*
[3]*Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan*
[4]*Advanced Forming Research Centre (AFRC), University of Strathclyde, 85 Inchinnan Drive, Inchinnan, PA4 9LJ, United Kingdom*
konkova_05@mail.ru; tatyana.konkova@strath.ac.uk; smironov@material.tohoku.ac.jp; salah.rahimi@strath.ac.uk

Investigation of material behaviour under different schemes of deformation process is one of the important tasks of modern materials science. Metal manufacturing methods, such as metal forming, related to methods by which material of a simple geometry is transformed into a component of specific shape without any change in mass or chemical composition of the initial material [1]. Metal forming process where the deformation is three-dimensional in nature, is known as bulk deformation [2]. Bulk deformation includes processes such as rolling, extrusion, cold and hot forging, bending, and drawing, where metal is formed by plastic deformation. The term bulk deformation is used to distinguish it from sheet-forming process. In sheet-forming, such as brake forming, deep drawing, and stretch forming, the stresses are usually in the plane of the sheet metal unlike all three coordinate directions of components in bulk deformation.

A new class of forming processes known as Incremental Sheet Forming (ISF) has shown an increasing interest from both academia and industry during last decade. In an excellent overview presented by W.C. Emmens and co-authors, they defined ISF as: a family of sheet forming processes where the deformation is highly localized, without drawing in of material from a surrounding area and using a fully clamped blank, where the final shape is determined by the xyz movement of some tool part without the need for a die [3]. Producing parts with ISF is a major interest for medical applications for both engineers and physicians as complicated components with delicate features can be manufactured in a short period of time. The objective of this work was to obtain knowledge on the component produced by ISF. For that purpose, a cranial implant was produced (Fig.1), and material microstructure and properties were analysed to understand the impact of manufacturing process on material microstructure morphology and performance.

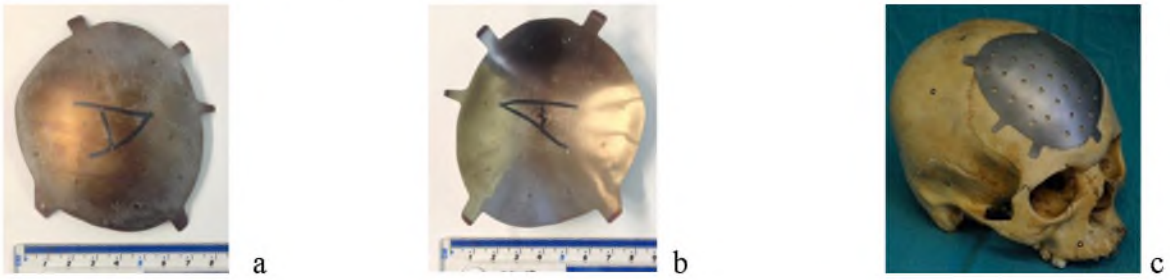


Fig 1. Cranial implant made by ISF: a) front side of the implant; b) back side of the implant; c) human skull.

The CP-Ti sheet (base sheet) material with initial thickness of 0.6 mm was used for the ISF. Although the ISF is often carried out without the need for dies, higher geometrical accuracy was

achieved when a die was used in combination with the stylus. In accordance with the selected geometry, a die was created using polymer material. The ISF part of CP-Ti was manufactured with support of CNC machine, and subjected to the following heat treatment to reduce the level of residual stresses.

Non-homogeneity of the material response to the manufacturing process parameters was found in the ISF sample. Stages of microstructure transformation were specified for the formed part. Progress in recrystallization was noticed in the ISF part and resulted in increase of fraction of recrystallized material. The ISF part had higher microhardness values than those in the as-received sheet material, i.e. ≈175HV and ≈161HV respectively. A nonhomogeneous character of the microhardness distribution of the ISF part was observed. A significant reduction in microhardness to ≈160HV appeared almost symmetrically with regard to the sample's axis. Residual stress distribution in the ISF sample was not homogeneous throughout the surface and characterised by prevalence of tensile stresses.

References

1. Cold and hot forging: fundamentals and applications / edited by T. Altan, G. Ngaile, G. Shen. ERC/NSM, Ohio, USA, 2004, 341 p.
2. Handbook of metallurgical process design / edited by G. Totten, K. Funatani, L. Xie. Marcel Dekker, Inc., New York-Basel, 2004, 984 p.
3. W.C. Emmens, G. Sebastiani, A.H. van den Boogaard. The technology of incremental sheet forming – a brief review of the history // Journal of Materials processing technology. 2010. V. 210. PP. 981-997.

ПОЛУЧЕНИЕ МАГНИТНЫХ CORE-SHELL ЧАСТИЦ НИКЕЛЬ-КРЕМНЕЗЕМ ДЛЯ ДАЛЬНЕЙШЕГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ НОСИТЕЛЯ ДЛЯ КАТАЛИЗАТОРОВ

Кополева Е.А.[1], Лебедев М.Д.[1], Гончаренко А.А.[2,3], Марфин Ю.С.[1]

[1] Ивановский химико-технологический университет, Иваново
[2] Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург
[3] Научно-исследовательский институт гриппа им. А.А. Смородинцева, Санкт-Петербург
lenkopoleva@yandex.ru

Повышенный интерес к нанообъектам вызван наличием у них необычных физико-химических свойств, которые связаны с их размерами. У ферромагнетиков к этим свойствам прибавляются специфические, связанные с их магнетизмом. Данные материалы находят применение в биомедицине, магнитно-резонансной томографии, магнитоуправляемых жидкостях и катализе. Применение наночастиц никеля в качестве составной части катализатора может быть отражено на примере магнитоуправляемых композитных частиц, которые облегчают процесс отделения гетерогенного катализатора от продуктов реакции. В настоящем исследовании разрабатывается методика получения композитных материалов типа core-shell, где в качестве магнитного ядра выступает никель, а в качестве облочки – кремнезём.

В работе был произведен синтез наночастиц никеля путем восстановления хлорида никеля гидразином в щелочной среде. Получение частиц протекает в соответствии со следующей схемой реакции:

$$2NiCl_2 \cdot 6H_2O + 4NaOH + N_2H_4 = 2Ni + 16H_2O + 4NaCl + N_2$$

Первичные магнитные наночастицы, как правило, объединяются в крупные кластеры и, следовательно, теряют специфические свойства, связанные с морфологией частиц. Следовательно, важной характеристикой получаемых материалов является их устойчивость к агрегации. Для этих целей нами был использован цетилтриметиламмоний бромистый (ЦТАВ), который предотвращает агрегацию путем электростатического взаимодействия с поверхностью возникающих в процессе синтеза наночастиц.

Взаимодействие между ЦТАВ и наночастицами никеля было подтверждено с помощью ИК-спектроскопии. Химическое состояние элементов на поверхности и в приповерхностном слое изучали методом РФЭС.

Следующим этапом стало получение core-shell частиц никель-кремнезём золь-гель методом. Покрытие полученных частиц матрицей кремнезема проводилось за счет образования ковалентной связи Ni-S между меркаптопропилтриметоксисиланом и поверхностью никеля. Отличительной чертой предлагаемого метода является проведение всех стадий процесса в одном стакане (one-pot) и использование ПАВ – додецилдиметиламин-N-оксида, проявляющего мультифункциональное действие в данном синтезе. Преимущества используемого подхода к синтезу материалов заключены в простоте проведения процесса получения материалов необходимого состава.

В дальнейшем в матрицу полученных материалов будут включены наноцастицы палладия для использования в качестве гетерогенных катализаторов в процессе гидрирования нитросоединений.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10157).

РОЛЬ КРАУДИОНОВ В МАССОПЕРЕНОСЕ В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ

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

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*
[2] *Саратовский государственный университет им. Н. В. Чернышевского, г. Саратов*
elena.a.korznikova@gmail.com

Исследование массопереноса в кристаллах важно как для фундаментальной науки, так и с точки зрения современных технологий. Различные типы точечных дефектов, включая вакансии, междоузельные атомы, краудионы и их комбинации играют важную роль в процессах трансформации структуры в материалах, подвергнутых различным внешним воздействиям, а также в таких технологически важных процессах, как ионная имплантация, плазменная обработка поверхности, облучение и др. Недавно была предложена концепция сверхзвуковых N-краудионов, обобщающая классический сверхзвуковой 1-краудион. В сверхзвуковом N-краудионе не один, а N атомов в одном полотноупакованном ряду движутся одновременно с большой скоростью. Они инициируются заданием начальной скорости N соседним атомам, расположенным в одном плотно упакованном ряду, вдоль этого ряда.

В данной работе начальный импульс дается M соседним атомам, расположенным в соседних близко расположенных атомных рядах, вдоль плотноупакованного кристаллографического направления. Вследствие такого воздействия происходит инициализация M-краудионного кластера. Хорошо известно, что статический 1-краудион в двумерной решетке Морзе неустойчив. Междоузельный атом покидает плотноупакованный атомный ряд и становится немобильным междоузельным атомом. Однако в данной работе показано, что 1-краудион, движущийся с достаточно большой скоростью, остается в плотноупакованном атомном ряду. Кроме того установлено, что M-краудионные кластеры с M>1 являются устойчивыми даже в покое, с ростом M трансформируясь в призматические дислокационные петли. Важно отметить, что устойчивые M-краудионы остаются мобильными, способными переносить междоузельные атомы на большие расстояния.

В докладе обсуждается возможная роль таких дефектов в неравновесных условиях, а также сравнение эффективности дозвуковых и сверхзвуковых n краудионов в процессе диффузии.

Работа К.Е.А. была поддержана грантом РНФ № 1612-10175, Д.С.В. получил поддержку РФФИ, грант № 17-02-00984-а.

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

Круглов А.А. [1], **Еникеев Ф.У.** [2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
alweld@go.ru

В последние десятилетия, в связи с бурным развитием средств вычислительной техники и программного обеспечения все большую актуальность приобретает целенаправленное применение современных информационных технологий для совершенствования известных и разработки новых технологических процессов обработки давлением перспективных конструкционных материалов в состоянии структурной сверхпластичности (СП), которая наблюдается в материалах, имеющих микрокристаллическую микроструктуру (средний размер зерен не превышает 10 мкм) при повышенных гомологических температурах ($T>0{,}4T_{пл}$, где $T_{пл}$ □ температура плавления по абсолютной шкале) и относительно низких значениях скорости деформации (обычно в интервале 10^{-4}□-10^{-1} $с^{-1}$). Особенностью структурной СП является универсальный характер этого явления: установлено, что широкий круг поликристаллических материалов может быть переведен в состояние структурной СП путем соответствующей подготовки структуры материала, целью которой является измельчение зерен до среднего размера 5 мкм и менее. Обработка металлов давлением в состоянии СП широко применяется в промышленных технологиях при изготовлении деталей различного назначения из труднодеформируемых малопластичных сплавов на основе титана, никеля, алюминия, магния, железа, а также других конструкционных материалов, таких как интерметаллиды, керамики, металлокомпозиты и другие композиционные материалы. Особую актуальность это направление исследований приобретает в связи с развитием методов получения объемных наноструктурных материалов и металлических стекол. Обработка металлов давлением (ОМД) в состоянии СП позволяет не только добиться получения изделий с минимальным припуском на дальнейшую механическую обработку, но еще и обеспечить в получаемых деталях необходимый уровень функциональных и эксплуатационных свойств.

Использование СП при ОМД во многих случаях обеспечивает снижение деформирующих усилий, повышение коэффициента использования металла, уменьшение числа технологических переходов и улучшение качества деформируемых полуфабрикатов, что обусловливает значительный интерес к изучению этого явления. В последние годы все больше внимания уделяется моделированию технологических процессов сверхпластической формовки (СПФ) для их реализации в производственных условиях. Разработка новых технологий, запуск нового оборудования, освоение новых видов продукции в производстве являются трудоемкими и затратными процедурами. Моделирование же позволяет решать основную задачу промышленного производства – получение максимальной прибыли при минимальных затратах.

Доказано, что эксперименты в реальном производстве имеют следующие недостатки:

- *большие энергозатраты и риск получения некачественной продукции;*
- *невозможность или высокая стоимость изменения параметров процесса;*
- *вероятность аварии и поломки оборудования и др.;*
-*выгодно провести сначала эксперименты виртуально или в меньших масштабах и найти приемлемые границы изменения параметров.*

При использовании моделирования затраты на проектирование объекта, в том числе и экономические, по сравнению с традиционными исследованиями или разработками, могут быть сокращены в **10-100** раз.

Для конструкторской разработки моделей технологических процессов и формирования чертежей используются следующие CAD системы объемного проектирования: Pro/Engineer, SolidEdge, SolidWorks, «Компас 3D», AutoCAD, ZWCADh и др.

Одним из наиболее широко используемых методов построения компьютерных моделей технологических процессов ОМД в состоянии СП, в том числе процессов СПФ, является постановка и решение краевых задач механики деформируемого твердого тела с включением в постановку математических моделей (определяющих соотношений) материалов, деформируемых в условиях СП. Если в прошлые десятилетия основное внимание при этом уделялось развитию моделей материалов, в наиболее полной мере описывающих реологическое поведение микрокристаллических и ультрамелкозернистых материалов, деформируемых в условиях СП, то в последние годы, в связи с появлением на рынке доступного современного сертифицированного программного обеспечения, построение компьютерных моделей технологических процессов стало сводиться, по сути, к обычным пользовательским процедурам и не представляет серьезной проблемы для квалифицированного инженера-программиста. В настоящее время для моделирования процессов ОМД – СПФ и прогнозирования поведения металла под действием деформирующих нагрузок и условий деформирования используются специализированные программные комплексы (ПК): ABAQUS, ANSYS, DEFORM 3D, MARC, QForm 3D, Forge3 и т.д. Достоинство компьютерного моделирования процессов ОМД-СПФ с использованием специализированных ПК, основанных на МКЭ является высокая информативность, наглядность, возможность цветовой и псевдо объёмной визуализации, использование фото-, видео- и аудио-эффектов, выбор любых поверхностей, сечений, массивов и отдельных точек в деформированной заготовке или полуфабрикате для форматирования и анализа расчетных данных на поверхности и в объёме в виде таблиц, графиков, диаграмм, полей и т.д. в любой момент времени и на любой стадии процесса. Кроме этого, они позволяют задавать широкий спектр граничных и начальных условий, а также разнообразные зависимости изменения параметров процесса деформации во времени.

Выбор того или иного ПК для моделирования не представляет серьезной проблемы и не оказывает существенного влияния на конечный результат счета. В данном случае уместно провести аналогию с выбором рояля или пианино того или иного производителя, на котором будет исполняться какое либо произведение, например, «Лунная соната» Бетховена. В то же время, какой бы пакет ни был выбран в качестве инструмента для решения краевой задачи механики СП, он требует для своего практического использования знания сверхпластических свойств моделируемого материала, т.е. значений материальных констант, входящих в выбранную модель материала. Например, если в качестве модели материала используется стандартная степенная модель вида $\sigma = K\xi^m$, где σ – напряжение течения, ξ – скорости деформации, m и K – постоянные материала, то значения постоянных m и K должны быть известны *заблаговременно*, до начала счета в среде того или иного ПК. Проблема заключается в том, что в настоящее время не существует специальных справочников, в которых приводились бы значения этих постоянных. По этой причине представляет актуальность проблема разработки методик идентификации моделей материалов, используемых в расчетах, по результатам технологических экспериментов.

Общим недостатком большинства вычислительных систем для моделирования процессов ОМД-СПФ является недостаточное знание разработчиками и особенно большинством продвинутых в компьютерном отношении пользователей особенностей реологического поведения металлических материалов в реальных процессах деформирования.

Литература

1. Ганиева В.Р., Еникеев Ф.У., Круглов А.А. Идентификация феноменологических моделей сверхпластичности по результатам технологических экспериментов // МТТ. 2018. № 2. С. 22-33.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНЫЙ КОЭФФИЦИЕНТ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ ИНВАРНОГО СПЛАВА Fe-36%Ni

Крылова К.А. [1], Биткулов И.Х. [1], Мулюков Р.Р. [1,2]

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

Инварный сплав Fe-36%Ni широко применяется в технике, приборостроении и микроэлектронике благодаря своему аномально низкому значению температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) около $\alpha \approx 1{,}6 \cdot 10^{-6}$ °C^{-1} [1]. Существует много работ по изучению механических и физических свойств крупнокристаллического (КК) инвара. В то же время большой научный и практический интерес вызывает изучение сплавов в наноструктурном состоянии (НС), поскольку свойства таких материалов могут существенно отличаться от свойств материалов в КК состоянии [2].

В данной работе объектом исследования является инварный сплав Fe-36%Ni в НС состоянии, которое получено методом кручения на 5 оборотов под квазигидростатическим давлением 4 ГПа на наковальнях типа Бриджмена. Измерение температурной зависимости ТКЛР $\alpha(T)$ проводилось на дилатометре Dh 1500 RHP ULVAC SINKU-RIKO. Скорость нагрева образца составляла 2 °C/мин. Образец подвергался ступенчатому отжигу внутри дилатометра при температурах 125, 225, 280, 350, 500 и 800 °C по следующей схеме: нагрев образца до температуры отжига, выдержка в течение 30 мин, охлаждение до комнатной температуры, после чего цикл повторяется вновь с последовательным повышением температуры отжига.

На рис. 1 представлена зависимость значения ТКЛР при 20 °C $\alpha_{20°C}$ НС сплава Fe-36%Ni от температуры отжига $T_{отж}$ (пунктирной линией отмечена величина $\alpha_{20°C}$ инвара в КК состоянии [1]). Видно, что деформационное наноструктурирование приводит к некоторому снижению величины ТКЛР по сравнению с КК инваром. Это значение $\alpha_{20°C}$ практически не изменяется в интервале температур отжига от 20 °C до 225 °C, что говорит о термостабильности полученной структуры, которая подтверждается проведенными нами микроструктурными исследованиями. Отжиг образца выше 225 °C приводит к росту ТКЛР и в интервале от 350 °C до 500 °C $\alpha_{20°C}$ достигает максимума. В процессе нагрева сплава отожженного при 350 °C выше температуры отжига происходит сокращение размера образца. Для объяснения этого «аномального» поведения ТКЛР проведены сопутствующие измерения намагниченности насыщения и микротвердости, а также исследованы микроструктура и фазовый состав инвара. Обнаружено сохранение ферромагнитного порядка выше температуры Кюри 260 °C, и рост микротвердости в интервале температур от 225 °C до 350 °C. Выявленные «аномалии» объясняются выделением ОЦК фазы в НС инварном сплаве Fe-36%Ni в процессе его отжига. Существование не наблюдаемой в КК инваре α-фазы обнаружено с помощью рентгеноструктурного анализа. Формирование ОЦК фазы в процессе отжига НС инвара становится возможным вследствие значительного повышения диффузионной способности материала в результате его деформационного наноструктурирования [2]. Отметим, что при отжиге НС инвара Fe-36%Ni выше 500 °C происходит полное растворение этой фазы, т.е. сплав переходит в обычное для него однофазное ГЦК состояние.

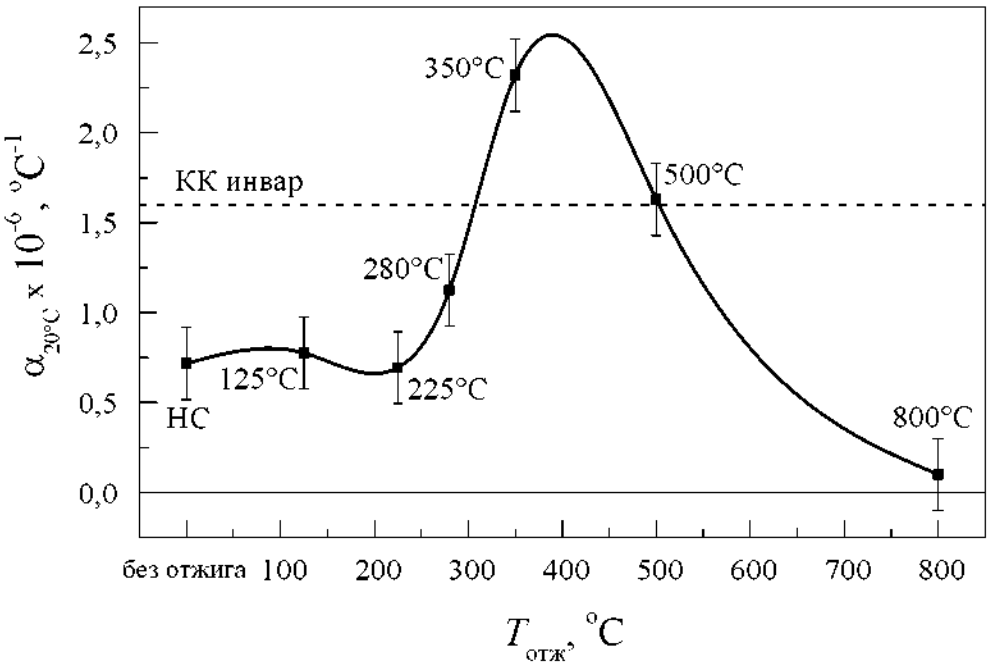


Рис. 1. Зависимость значения ТКЛР при 20 °С $\alpha_{20°C}$ НС сплава Fe-36%Ni от температуры отжига $T_{отж}$. Длительность отжигов 30 мин. Пунктирной линией отмечена величина $\alpha_{20°C}$ инвара в КК состоянии [1]

Литература

1. Callister W.D. Materials Science and Engineering: An Introduction, 7th edition, John Wiley & Sons, NY, 2007, P. 729.
2. Nazarov A.A., Mulyukov R.R. Nanostructured Materials. In: Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology, Ed. Goddard W., Brenner D., Lyshevski S., Iafrate G., CRC Press. 2003. Chapter 22. P. 1-41.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБМЕНА МЕЖДУ СОМОПРОИЗВОЛЬНО ВОЗНИКШИМИ ДИСКРЕТНЫМИ БРИЗЕРАМИ В ГРАФАНЕ

Крылова К.А. [1], Баимова Ю.А. [1,2], Мулюков Р.Р. [1,2]

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

Графан - это полностью наводороженный графен, экспериментально полученный в 2009 г. Д.С. Элиасом с соавторами [1]. Он обладает уникальными свойствами, благодаря чему может найти применение в водородной энергетике. В связи с этим на сегодняшний день существует много работ по изучению механических и некоторых физических свойств графана, но его нелинейные свойства и такие нелинейные объекты как дискретные бризеры исследованы мало. Однако существует работа [2], где установлено, что энергия дискретного бризера в графане приближается к величине энергетического барьера в 3,85 эВ, при достижении которой происходит разрыв химических связей между атомами углерода и водорода, т.е. наблюдается дегидрирование материала.

В работе методом молекулярной динамики исследовалась возможность энергетического обмена между самопроизвольно возникшими дискретными бризерами в графане, находящемся в термическом равновесии при температурах 400 K и 600 K. Для формирования равновесной структуры проводилась термализация графана при исследуемых температурах в течение 10 пс. Компьютерное моделирование осуществлялось с помощью атомно-молекулярного программного пакета LAMMPS [3]. Для описания межатомного взаимодействия использовался многочастичный потенциал AIREBO, успешно применяемый для исследования различных углеводородных структур [4].

В структуре термализованного при заданной температуре графана были найдены атомы водорода, которые поочередно самопроизвольно возбуждались. В результате сопоставления для выбранных атомов водорода кривых изменения кинетической энергии, приходящейся на атом, от времени с кривыми их смещения вдоль оси z установлено, что при 400 K происходил энергообмен между дискретными бризерами. При этом дискретный бризер передавший энергию соседнему атому водорода перестает существовать. Таким образом, дискретный бризер мигрирует от одного возбужденного атома к другому, пока полностью не произойдет рассеяние его энергии. При температуре 600 K на основе полученных результатов не удалось однозначно подтвердить энергообмен между близко расположенными дискретными бризерами. Это связано с сильными термофлуктуационными колебаниями атомов при высокой температуре (выше 400 K).

Работа по подготовке структур проводилась в рамках государственного задания ИПСМ РАН. Работа по исследованию передачи энергии проводилась в рамках гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (МД-1651.2018.2). Анализ полученных результатов поддержан грантом РНФ 14-13-00982.

Литература

1. Elias D.C., et al. Control of graphene's properties by reversible hydrogenation: evidence for graphane // Science. 2009. V. 323. P. 610–613.
2. Liu B., Baimova J.A., Dmitriev S.V., Wang X., Zhu H., Zhou K. Discrete breathers in hydrogenated graphene // J. Phys. D: Appl. Phys. 2013. V. 46. 305302.
3. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comput. Phys. 1995. V. 117. P. 1-19.
4. Савин А.В., Корзникова Е.А., Лобзенко И.П., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В. Симметричные рулонные упаковки многослойных углеродных нанолент // ФТТ. 2016. Т. 58, № 6. P. 1236-1242.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-0.4Zr

Латынина Т.А.[1], Мурашкин М.Ю.[2,3], Валиев Р.З.[2,3], Орлова Т.С.[1,4]

[1]Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия
[2]Уфимский государственный авиационный технический университет, Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия
[3]Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
[4]Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
t.latynina13@yandex.ru

Проводники на основе алюминиевых сплавов находят широкое применение в различных сферах промышленности благодаря их высокой электропроводности, коррозийной стойкости и легкости. Однако для электротехнических сплавов, используемых для линий электропередач, особенно важно сочетание высоких значений электропроводности и прочности при эксплуатации до температур 150–230 °C [1]. Для достижения оптимального сочетания повышенной прочности и высокой электропроводности был предложен специальный подход [2], состоящий в последовательном применении интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) сначала при комнатной, а затем при повышенной температурах, что позволило достичь хорошей комбинация прочности и электропроводности для электротехнического сплава системы Al–Mg–Si [2]. В последнее время перспективными термостабильными материалами считаются сплавы на основе Al, легированные 0.1–0.4 мас.% Zr [1], поэтому повышение прочности при сохранении высокого уровня электропроводности и термостойкости Al–Zr сплавов является важной задачей. В настоящей работе представлено исследование влияния специального подхода – двухстадийной обработки ИПДК на микроструктуру и физико-механические свойства сплава Al-0.4 мас.% Zr.

Исходный сплав Al-0.4 мас.% Zr, полученный методом непрерывного литья и прокатки [3], подвергался ИПДК под давлением 6 ГПа при комнатной температуре (КТ) на 10 оборотов (далее состояние ИПДК_КТ), а затем при повышенной температуре 230 °C или 280 °C на n=1, 5, 10 и 20 оборотов.

Микроструктура образцов была исследована методами рентгеноструктурного анализа (РСА), дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для исследования механических свойств проводились испытания на растяжение и измерения микротвердости по методу Виккерса. Удельное электрическое сопротивление образцов было измерено четырехточечным методом в температурном интервале 77–300 К.

По зависимостям удельного сопротивления и микротвердости для УМЗ сплава Al-0.4Zr от количества оборотов ИПДК при 230 и 280 °C было определено, что состояния после ИПДК на 10 оборотов при 230 °C и на 5 оборотов при 280 °C (далее состояния ИПДК_КТ+ИПДК_230_10 и ИПДК_КТ+ИПДК_280_5) характеризуются значительным снижением удельного сопротивления и повышением микротвердости, поэтому данные состояния были выбраны для дальнейшего исследования. Значения физико-механических свойств сплава в результате обработки ИПДК при комнатной, а затем и при повышенных температурах приведены на рис. 1. Обработка ИПДК при КТ приводит к значительному повышению прочностных свойств, при этом электропроводность уменьшается. В результате дополнительной обработки ИПДК на 10 оборотов при 230 °C и на 5 оборотов при 280 °C происходит дальнейшее значительное повышение прочностных свойств (соответственно H_V на 26 и 3%, $\sigma_{0.2}$ на 89 и 65%, σ_{UTS} на 43 и 21%) и электропроводности (на 3.4 и 8.1% IACS при КТ).

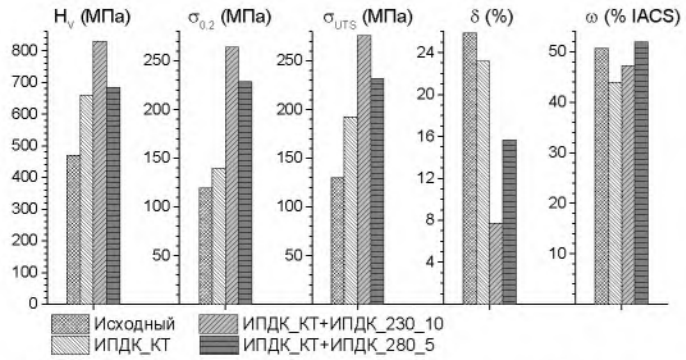


Рис. 1. Микротвердость (H_V), условный предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_{UTS}), пластичность (δ) и электропроводность (ω) исходного сплава Al-0.4Zr, после ИПДК при КТ и последующей ИПДК при 230 °С, n=10 и 280 °С, n=5

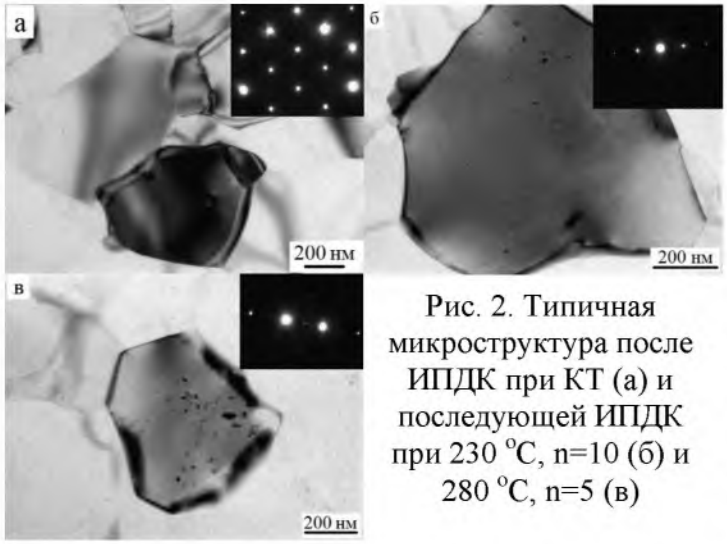


Рис. 2. Типичная микроструктура после ИПДК при КТ (а) и последующей ИПДК при 230 °С, n=10 (б) и 280 °С, n=5 (в)

Исследование микроструктуры показало, что вследствие обработки ИПДК при КТ структура сплава становится ультрамелкозернистой, зерна принимают равноосную форму и их средний размер равен d_{av}=835 нм (таблица), при этом большинство границ зерен являются большеугловыми (БУГЗ). Частицы вторичной фазы в состоянии ИПДК_КТ не наблюдаются (рис. 2а). Дополнительная деформация при повышенной температуре лишь незначительно повышает размер зерен и долю БУГЗ, а также приводит к формированию небольшого количества частиц вторичной фазы Al_3Zr, неравномерно распределенных по материалу (рис. 2б,в). По картинам ПЭМ (рис. 2) видно, что зерна преимущественно свободны от дислокаций во всех трех состояниях. РСА показал, что плотность дислокаций значительно повышается после ИПДК при КТ, однако дополнительная ИПДК при 230 °С и 280 °С приводит к ее уменьшению в 4 и 7.5 раз соответственно (таблица).

На основе микроструктурных данных были сделаны теоретические оценки возможных вкладов в общее упрочнение и рассеяние носителей заряда для всех исследуемых состояний. Сравнение теоретических оценок с экспериментальными значениями указывает на ключевую роль изменения состояния БУГЗ (степени неравновесности и возможных сегрегаций) в эффекте упрочнения в результате дополнительной ИПДК при повышенной температуре.

Таблица. Параметры микроструктуры образцов сплава Al-0.4Zr.

Состояние	ДОРЭ			РСА			
	d_{av} (нм)	$f_{\geq 15}$ (%)	θ_{av} (°)	a (Å)	D_{XRD} (нм)	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ (%)	L_{dis} (м$^{-2}$)
Исходный Al-0.4Zr	1415±21	25	11.5	4.0514± 0.00002	252±6	0.003± 0.0001	$1.4 \cdot 10^{12}$
ИПДК_КТ	835±13	82	33.8	4.0515± 0.00006	212±11	0.063± 0.0006	$3.6 \cdot 10^{13}$
ИПДК_КТ+ИПДК_230_10	918±16	88	36.2	4.0512± 0.00003	483±6	0.036± 0.0007	$9.0 \cdot 10^{12}$
ИПДК_КТ+ИПДК_280_5	925±16	89	36.5	4.0514± 0.00007	559±25	0.022± 0.0002	$4.8 \cdot 10^{12}$

Литература

1. Белый Д.И. Кабели и провода **1** (2012) 8.
2. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Sabirov I. Scripta Materialia **76** (2014) 13.
3. Machine for the continuous casting of metal rods, US 2659948 A: 1953.

СИНТЕЗ И ПРИМЕНЕНИЕ ГИБРИДНЫХ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ КРЕМНЕЗЕМА В ГЕТЕРОГЕННОМ КАТАЛИЗЕ

Лебедев М.Д. [1], Гончаренко А.А. [2,3], Румянцев Е.В. [1], Латыпова А.Р. [1], Кополева Е.А. [1]

[1]Ивановский государственный химико-технологический университет, Россия, Иваново
[2]Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург
[3]Научно-исследовательский институт гриппа им. А.А. Смородинцева, Санкт-Петербург
MaximLebedev@isuct.ru

Одним из важнейших направлений современного материаловедения является получение субмикронных и наноразмерных частиц. На их основе создаются функциональные материалы с заданными структурными и морфологическими параметрами. В частности, широкое распространение получили наночастицы металлов платиновой группы и подгруппы меди, которые проявляют каталитическую активность в широком спектре химических процессов. Однако, применение данных наночастиц в нативном виде не представляется целесообразным по причине значительных потерь металла при разделении продуктов реакции от катализатора. Другой проблемой является агломерация частиц, которая приводит к потере каталитической активности, в связи с уменьшением площади контакта активной фазы металла с реагентами. С целью устранения указанных негативных явлений используются различные органические и неорганические матрицы, на поверхности которых закрепляются частицы активной каталитической фазы.

В настоящей работе был проведен синтез субмикронных аминомодифицированных частиц кремнезёма, на поверхности которых наращивали металлические наночастицы золота и палладия. Матрицу аминомодифицированного диоксида кремния, получали методом золь-гель синтеза с использованием алкоксисиланов. Контроль морфологических характеристик частиц кремнезема в ходе синтеза, был осуществлен за счет введения стабилизирующих ПАВ. Отличительной чертой предлагаемого метода является проведение всех стадий процесса и возможность получения модифицированных функциональными группами кремнеземов в одном стакане (one-pot). Органические группы обеспечивают взаимодействие матрицы с ионами металлов и способствуют их росту на поверхности. Преимущества данного подхода заключены в простоте проведения синтеза материалов необходимого состава.

Каталитическая активность полученных палладиевых катализаторов на классических и органомодифицированном носителях проверялась на модельной реакции гидрогенизации п-нитроанилина в условиях повторных циклов. В результате испытаний было показано, что катализатор на основе аминомодифицированного кремнезема более эффективен по сравнению с катализаторами, выращенными на матрице немодифицированного кремнезема и глинозема, наиболее часто используемых в качестве носителей.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 18-79-10157).

МОДЕЛИ НАНОСТРУКТУРНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В КОМПЛЕКСНЫХ СВИНЕЦ-СОДЕРЖАЩИХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ – РЕЛАКСОРАХ

Лебединская А.Р.

Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону
lebed1989@rambler.ru

Релаксорное поведение, проявляемое свинецсодержащими комплексными перовскитами $Pb(B_XB_{1-X})O_3$ было предметом интенсивных исследований различными методами из-за фундаментального и технологического интереса [1-5]. Изучение физических свойств релаксорных сегнетоэлектриков продолжается уже более полувека, но на сегодняшний день нет однозначной интерпретации природы возникающих низкотемпературных фаз. Многочисленные экспериментальные исследования диэлектрических, оптических, акустических и других свойств этого важного класса материалов были использованы для определения роли и влияния степени упорядочения ионов В-позиции на поведение фазового перехода [4-6].

В работе анализируются возможные активно обсуждаемые причины формирования локального сверхструктурного упорядочения, обнаруженные многими исследователями в масштабе до 10 нм из-за упорядоченных вращений октаэдров кислорода и /или кристаллохимического упорядочения атомов В-положения. Исследование характерных свойств свойств низкотемпературной фазы релаксоров выявили зависимость их от условий охлаждения. В работе приведены результаты рентгенографического исследования классического представителя релаксорных соединений свинца: магниобата свинца $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3$ (PMN), сравнительного анализа структурных свойств наиболее ярких свинец-содержащих неупорядоченных сегнетоэлектрических релаксоров: $PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O_3$ (PMN), $PbZn_{1/3}Nb_{2/3}O_3$ (PZN) и $PbSn_{1/2}Nb_{1/2}O_3$ (PSN) в условиях охлаждения ниже температуры фазового перехода в отсутствие электрического поля.

Литература

1. Александров С.Е., Гаврилов Г.А Сегнетоэлектрики - релаксоры как материалы для ИК фотоприемников // ЖТФ. 2004. № 74. с. 72–76.
2. Vakhrushev S.,.Naberezhnov A., Sinha S. Synchrotron X-ray scattering study of lead magnoniobate relaxor ferroelectric crystals // Phys. Chem. Solids. 1996. Vol. 57.№ 10. p. 1517–1523.
3. Шаганов А.П., Вахрушев С.Б., Филимонов А.В., Овада К. (Ohwada K.) Использование когерентного синхротронного излучения для изучения процессов формирования полярных нанообластей в модельном сегнетоэлектрике релаксоре PMNPT10 // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки 2013. № 3 (177)
4. Bokov A.A, Rodriguez B.J., Zhao X., Ko J.-H., Jesse S., Long X., Qu W., Kim T.H., Budai J.D., Morozovska A.N., Kojima S. Compositional disorder, polar nanoregions and dipole dynamics in $Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O_3$-based relaxor ferroelectrics //Z. Kristallogr., 2011. **226**, p.99–107.
5. Bhakar A.,. Pandey A.H, Singh M.N.,.Upadhyay A, Sinha A.K., Gupta S.M, Ganguli T., Effect of processing parameters on microstructural properties of lead magnesium niobates // Acta Cryst., 2016. B72, p.404–409.
6. Lebedinskaya A.R., Kupriyanov M.F. A Study of PMN crystal structure below the phase transition temperature. // Phase Transitions. 2002. V.75.№3. p.289-299.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИКИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ОТ4-0

Линдеров М.Л.[1], Изюмова А.Ю.[2], Вшивков А.Н.[2], Ведерникова А.И.[2], Плехов О.А.[2], Виноградов А.Ю.[1,3]

[1]Лаборатория физики прочности и интеллектуальные диагностические системы, Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия
[2]Институт Механики Сплошных Сред УрО РАН, Пермь
[3]Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway
dartvi@gmail.com

Введение

Известно, что распространение усталостной трещины в металлах сопровождается образованием зон локализации деформации, в которых происходит диссипация энергии. В настоящее время, особенно в связи с развитием тепловизионной техники, ведутся активные поиски связи данной величины со скоростью роста усталостной трещины [1-2]. Однако построение подобных соотношений требует разработки новых методов измерения диссипации энергии в вершине трещины, которые могли бы быть пригодны для применения в лабораторных условиях, а также в перспективе и на промышленных объектах. В представленной работе исследование роста усталостной трещины ведется с помощью специальной методики по оценке диссипации энергии в её вершине с использованием контактного датчика, принцип действия которого основан на эффекте Зеебека.

Материалы и методы исследования

Изучение роста усталостной трещины проводилось на компактных образцах титанового сплава ОТ4-0, изготовленных из проката толщиной 4 мм. Выращивание усталостной трещины проводись на сервогидравлической машине Instron 8802 с размахом амплитуды нагружения 2500Н и 3000Н, при коэффициенте асимметрии цикла равном 0,1 и с частотой 10Гц. Длина трещины измерялась по податливости с использованием навесного экстензометра. Для регистрации потока тепла, выделяющегося в процессе роста трещины, использовался специальный контактный датчик, разработанный в Институте механики сплошных сред УрО РАН (г. Пермь) [3], который закреплялся непосредственно на образце.

Обсуждение и анализ результатов

В результате эксперимента были получены зависимости длины трещины и потока тепла из её вершины от количества циклов нагружения, а также скорость роста трещины от коэффициента интенсивности напряжений. На начальном этапе (от 0 до 2500 циклов) показания контактного датчика потока тепла выходили на постоянное значение. В дальнейшем эволюцию источника тепла можно было разделить на два этапа (рис. 1-2): первый соответствует постоянному значению потока тепла, и второй отражает возрастание потока тепла, которое, предположительно, наблюдается вблизи перехода трещины в критическую стадию роста. Далее проводился анализ связи потока тепла с длиной усталостной трещины.

Полученные в работе результаты в перспективе могут позволить использовать величину потока тепла из вершины усталостной трещины для оценки скорости её роста.

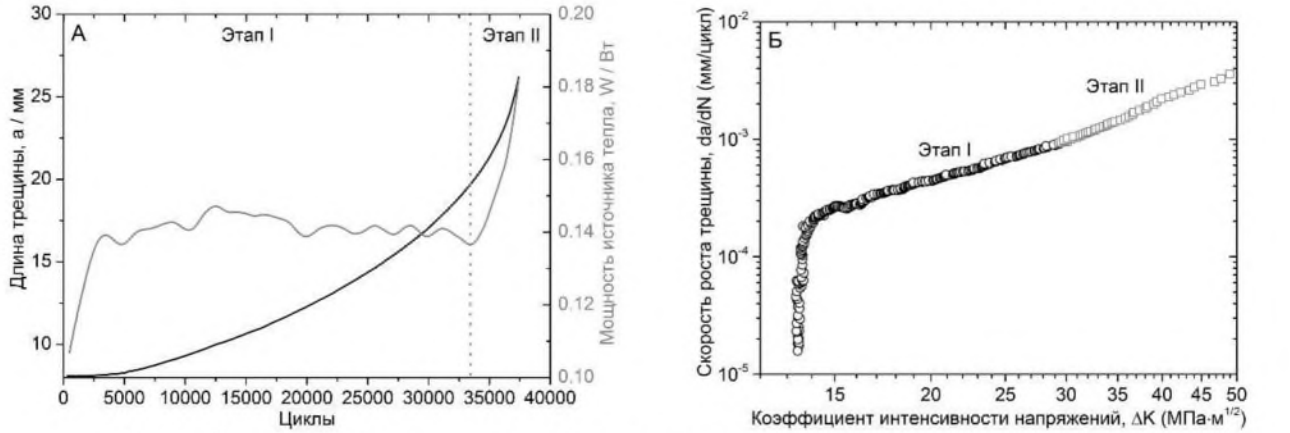


Рис. 1. Результаты эксперимента, полученные при размахе амплитуды нагружения 2500Н: А – зависимость длины трещины и мощности источника тепла от количества циклов нагружения, Б – зависимость размаха коэффициента интенсивности напряжений от скорости роста трещины.

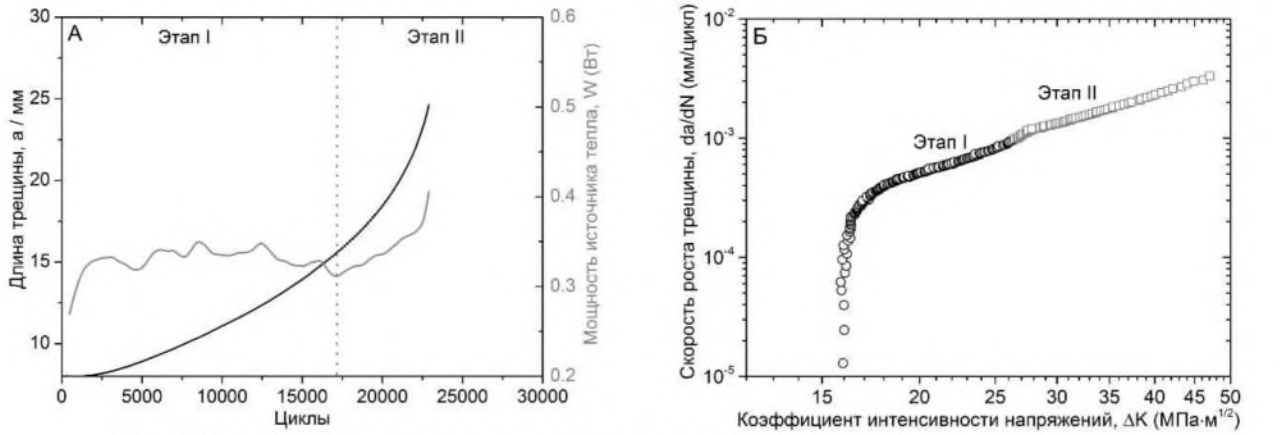


Рис. 2. Результаты эксперимента, полученные при размахе амплитуды нагружения 3000Н: А – зависимость длины трещины и мощности источника тепла от количества циклов нагружения, Б – зависимость размаха коэффициента интенсивности напряжений от скорости роста трещины.

Выводы

1. Показано, что процесс роста усталостной трещины, согласно данным диссипации энергии из её вершины, можно разделить на два этапа: первый соответствует постоянному значению потока тепла, второй – резкому возрастанию.
2. Показано, что на первом этапе скорость трещины линейно зависит от произведения её длины и значения потока тепла в вершине. На втором этапе скорость роста трещины зависит только от величины потока тепла.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-31-00293 мол_а.

Литература

1. *Chudnovsky A., Moet A.* Thermodynamics of translational crack layer propagation // Journal of Materials Science. 1985. V. 20. P. 630-635.
2. *Strüwe H.P., Pippan R.* On the energy balance of fatigue crack growth // Computers & Structures. 1992. V. 44 (1/2). P. 13-17.
3. *Prokhorov A., Vshivkov A., Iziumova A., Plekhov O., Batsale J.C.* Development of the measurement system for determination of energy dissipation power at fatigue crack tip // Proc. of the 12th Int. Conference on Quantita-tive InfraRed Thermography, 7-11 July 2014. Bordeaux.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПОРИСТЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА БИОХИМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ КРОВИ

Ложкомоев А.С.[1]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*
asl@ispms.tsc.ru

При контакте с плазмой крови наноразмерные частицы мгновенно покрываются белковой «короной», что в свою очередь может влиять на морфологию и численность основных форменных элементов крови человека [1]. Нарушение функционирования коагуляционных каскадов и системы комплемента может быть обусловлено взаимодействиями наночастиц с белковыми факторами и уменьшением интактного белка в плазме. Известно, что концентрации факторов коагуляции в плазме довольно низкие и составляют, например, для факторов V, VII и X – 20, 10 и 200 нМ, соответственно, при этом концентрация фибриногена гораздо выше – 9 мкМ. Таким образом, даже незначительная адсорбция одного из факторов коагуляции на поверхности наночастиц может привести к заметному сдвигу равновесия каскадных реакций.

Применение материалов, поверхность которых будет способствовать изменению ионного баланса биологической среды, а так же способных выступать в качестве агрегатора белков свертывания, является перспективным направлением для разработки микро-мезопористых наноматериалов с гемостатическим действием.

В нашей работе, с использованием различных методов, синтезированы пористые наноструктрные частицы на основе оксидов и гидроксидов алюминия и железа. Проведены исследования по влиянию синтезированных наноструктур на основные и биохимические показатели крови. При контакте крови с нанолистовыми структурами бемита, наблюдается максимальное снижение всех биохимических показателей крови. Для остальных образцов в целом наблюдается снижение биохимических показателей крови относительно контроля не более, чем на 20 %.

По основным показателям крови для нанолистовых структур бемита наблюдается снижение гемоглобина и эритроцитов и повышение тромбоцитов и лейкоцитов, что может быть связано с уменьшением агрегативной способности образца. При контакте крови с нанопластинками бемита происходит снижение лейкоцитов и тромбоцитов. Для наноструктур гетита характерно снижение гемоглобина, эритроцитов и тромбоцитов, при этом количество лейкоцитов относительно контроля заметно выше. При контакте крови с наноструктурами гематита происходит незначительное снижение лейкоцитов и тромбоцитов.

Представленные результаты полезны для общего понимания механизмов взаимодействия оксидов и гидроксидов металлов с развитой поверхностью с компонентами крови и могут быть использованы при разработке новых кровоостанавливающих средств на их основе с высокой гемостатической эффективностью.

Работы выполнены при финансовой поддержке государства в лице Минобрнауки России (Соглашение № 14.604.21.0156, идентификатор проекта RFMEFI60417X0156).

Литература

1. Kuznetsova N. R., Vodovozova E. L. Differential binding of plasma proteins by liposomes loaded with lipophilic prodrugs of methotrexate and melphalan in the bilayer // Biochemistry (Moscow). 2014. Т. 79. №. 8. С. 797-804.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОФИЛЯ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ПОЛУСФЕРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ

Лутфуллин Т.Р., Круглов А.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
overclocker.07@mail.ru

Перспективным технологическим процессом обработки листовых материалов, основанном на сверхпластичности (СП) является сверхпластическая формовка (СПФ). СПФ востребована аэрокосмической промышленностью для изготовления полых тонкостенных изделий, в частности титановых полусфер [1-3]. Из полусфер сваривают сферические емкости различного назначения для хранения топлива и газа для спутников и космических аппаратов. Между тем, получение СПФ полусфер не всегда удовлетворяет техническим требованиям. Неравномерность распределения деформаций приводит при формовке к существенной разнотолщинности стенок полусферы. Проблема изготовления сферических баллонов высокого качества с минимальной разнотолщинностью сохраняет свою актуальность и входит в программу импортозамещения. Согласно работам [1, 3], одним из путей решения проблемы может быть использование предварительно профилированной заготовки.

Конечноэлементное моделирование является эффективным инструментом решения указанного типа задачи без проведения трудоемких и материально затратных физических экспериментов [4, 5].

В работе рассмотрен процесс СПФ листовой заготовки переменной толщины из широко используемого в промышленности двухфазного титанового сплава ВТ6 (аналог сплава Ti-6Al-4V) в цилиндрическую матрицу.

Моделирование проводили в двумерной постановке с использованием программного комплекса DEFORM ED. Цель расчетов – определить исходный профиль заготовки для СПФ полусферы с минимальной разнотолщинностью.

Рассмотрена задача получения полусферы с постоянной и переменной по профилю толщиной из титанового сплава ВТ6. Расчеты проводили на примере СПФ полусфер радиусом R= 35 мм, в матрицы с входными радиусами закругления r_1 = 1 мм и r_2 = 3 мм.

Показано, что увеличение входного радиуса с 1 мм до 3 мм, существенно влияет на формообразование профилированной заготовки переменного профиля.

По результатам расчетного моделирования оптимизирован профиль заготовки, который дает разнотолщинность полусферы не более 10%.

Литература

1. Dutta A. Thickness-profiling of initialblank for superplastic forming of uniformly thick domes // Materials Science and Engineering A Vol. 371. 2004. P.79.
2. Кирьянова М.Н., Панченко Е.В. Уменьшение разнотолщинности стенки при сверхпластической формовке крупногабаритных полусферических оболочек // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2016. №1. С.13.
3. Beck W., Duong L., Rogall H. Titan 6-4 hemispheres for SCA system of Ariane 5 // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2008. Vol. 39. No. 4-5. P. 293.
4. Frommeyer G., Hofmann H. and Löhr J. Superplasticity and superplastic sheet forming at higher strain rates of the super duplex stainless steel Fe-25Cr-7Ni-3Mo-0,3N. In: 4th European Conference on Superplastic Forming. Euro SPF'05. 22-24 June 2005. UK. Published by IOM Communications LTD. United Kingdom. P.63.
5. Bonet J., Gil A., Wood R.D., Said R., Curtis R.V. Simulating superplastic forming // Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. Vol. 195. 2006. P.6580.

ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Малашенко В.В.[1,2]

[1]*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*
[2]*Донецкий национальный технический университет, Донецк*
malashenko@fti.dn.ua

Лазерное излучение является весьма тонким инструментом влияния на структуру функциональных материалов, а, следовательно, и на их механические свойства [1]. При облучении кристаллов мощными лазерными импульсами образуется ударная волна, при этом генерация точечных дефектов происходит во всем объеме твердого тела. Изменяя мощность лазерного воздействия, мы можем в широких пределах изменять плотность дефектов. При лазерном облучении скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^7 s^{-1}$, а изменение механических свойств кристаллов определяется главным образом движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возбуждениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры. При этом дислокации движутся со скоростями $v \geq 10^{-2} c$, где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле. Это так называемая динамическая область скоростей. Механизм диссипации при динамическом взаимодействии со структурными дефектами заключается в необратимом переходе кинетической энергии дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения [2-4]. Развитая нами теория динамического взаимодействия структурных дефектов позволяет решить широкий круг задач дислокационной динамики, объясняет многие экспериментальные закономерности и предсказывает существование новых динамических эффектов, тем самым стимулируя целенаправленную постановку новых экспериментов. Эта теория основана на модифицированной нами струнной модели Гранато-Люкке, в рамках которой дислокация рассматривается как струна с эффективным линейным натяжением и эффективной массой полевого происхождения. Коллективное взаимодействие примесей с движущейся дислокацией и коллективное взаимодействие с ней других дислокаций ансамбля порождают щель в спектре дислокационных колебаний, которая в свою очередь оказывает существенное влияние на динамику дислокаций и механические свойства функциональных материалов. Если с помощью лазерного импульса нагреть металл до высокой температуры, а затем быстро охладить, можно получить высокую плотность замороженных неравновесных вакансий. Если лазерному воздействию подвергаются состаренные сплавы с высокой концентрацией зон Гинье-Престона, то динамическое торможение дислокаций этими зонами при определенных условиях приобретает характер сухого трения. Коллективное воздействие закалочных вакансий на краевую дислокацию приводит к перестройке спектра дислокационных колебаний, а именно к появлению щели в дислокационном спектре. Изменение спектра влияет на характер динамического торможения дислокации другими дефектами, в частности зонами Гинье-Престона, в результате чего торможение этими зонами приобретает характер сухого трения. Вклад этого механизма диссипации в величину деформирующих напряжений при высокоскоростной деформации под действием лазерных импульсов высокой мощности не зависит от скорости деформации, линейно возрастает с ростом концентрации зон Гинье-Престона и уменьшается при увеличении концентрации закалочных вакансий.

Литература

1. R. F. Smith, J. H. Eggert, R. E. Rudd, D. C. Swift, C. A. Bolme. // J. Appl. Phys. 2011, 110, 123515 (1–11).
2. V.V. Malashenko. Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009, 404, 3890–3892.
3. В.В. Малашенко. ФТТ, 2016, 58, 1973–1976.
4. В.В. Малашенко. ЖТФ, 2017, 87, 791–792.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАТОНКИХ ЧЕШУЙЧАТЫХ ПОРОШКОВ ЗАДАННОЙ МОРФОЛОГИИ МЕТОДОМ АТТРИТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ НАПОЛНИТЕЛЯ В РАДИОПОГЛОЩАЮЩИХ МАТЕРИАЛАХ

Манегин С.Ю. [1], Скачков О.А. [1], Дроздов А.А. [1, 2], Пожаров С.В.[1]

[1]*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва*

[2]*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, Москва*

smanegin@yandex.ru

Частицы порошка могут обладать различной формой – сферической, каплевидной, губчатой, волокнистой, осколочной или чешуйчатой. Это зависит как от химического состава частиц, так и от способа их получения. Форма порошка, так же как его химический состав, очень важная характеристика, и оказывает большое влияние на последующий выбор его использования при создании того или иного материала.

Данная работа проводилась в рамках многолетних исследований ферромагнитных мелкодисперсных наполнителей, обладающих магнитными потерями в диапазоне СВЧ. В настоящее время, применяя специальную технологию, можно в достаточно широких пределах изменять спектры ферромагнитных наполнителей в СВЧ-области. Но их дальнейшее совершенствование невозможно без решения многих фундаментальных вопросов [1]. В ряде случаев улучшить радиопоглощающие покрытия можно, используя ферромагнитные проводящие частицы очень малого размера.

Основная цель данной работы - изучение возможности получения мелкодисперсных ферромагнитных частиц чешуйчатой формы с контролируемой морфологией (линейными размерами чешуек и их толщиной). Эта цель была обусловлена тем, что у ферромагнитных наполнителей рабочим является слой металла сопоставимый с его скин-слоем. Именно на такую глубину проникает падающая электромагнитная волна. Если представить себе частицу порошка железа идеальной сферической формы и диаметром 10 мкм, то ферромагнитный слой, отвечающий за поглощение электромагнитной волны, будет не более 30% от общего объема частицы. Все остальное - это балласт. Это особенно важно при создании покрытий для летательных аппаратов, где вес имеет ключевое значение. Поэтому, например, американцы использовали для стелс-самолетов Lockheed F-117 Nighthawk покрытие «**iron ball paint**», содержащее легкие мелкодисперсные микросферы, покрытые карбонильным железом или ферритом [2]. Таким образом, если получить частицы ферромагнитного наполнителя в виде чешуек толщиной около 1 мкм и линейными размерами около 10 мкм, то, в отличие от сферических частиц, весь объем частицы будет работать на поглощение падающей электромагнитной волны.

Так как толщину частиц померить очень сложно, то для данных исследований была предложена математическая модель, позволяющая рассчитать усредненную толщину частиц чешуйчатой формы исходя из их линейного размера и удельной поверхности.

Измерение размера и распределения частиц проводили на лазерном анализаторе Horiba LA950V2. Измерение удельной поверхности частиц порошка проводили на анализаторе Beckman Coulter SA 3100 по методу Брунауэра- Эммета-Теллера (BET).

Необходимую морфологию исходному порошку из сплава Fe12%Al придавали путем обработки его в аттриторе. Аттритор – это разновидность шаровой мельницы с неподвижным, установленным вертикально барабаном. В его пространстве, заполненном шарами, вращается мешалка в виде стальных стержней, укрепленных на вертикальном валу (рис.1). При вращении стержни перемещают шары и измельчаемый материал в аксиальном и радиальном направлениях, осуществляя одновременное измельчение, истирание и смешивание.

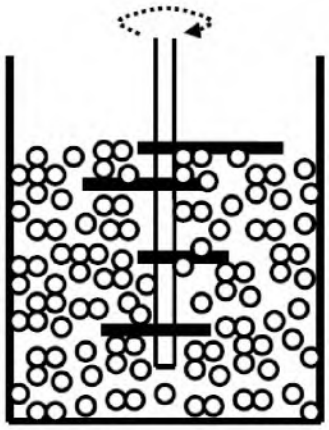


Рис.1. Классическая схема цилиндрического аттритора.

Процесс аттритирования производили в непрерывном режиме мокрым способам в спирте. Число оборотов вала-мешалки изменяли от 100 до 400 об/мин. В аттриторе использовались мелкие шары (10 мм), в результате чего значительно увеличивается активная мелющая поверхность. Соотношение М/Ш = от 1/10 до 3/10. Длительность измельчения в аттриторе менялась от 3 до 5 часов. Данные параметры позволили значительно изменять энергетику процесса, что, в конечном итоге, сказывалось на морфологии частиц на выходе.

В результате эксперимента была обнаружена устойчивая зависимость влияния указанных параметров на форму частиц, с выраженным экстремумом. При больших энергиях воздействия на обрабатываемый порошок, таких как – высокая скорость мешалки, большая шаровая нагрузка и большое время размола получали не столько размол исходного порошка ($d_{ср}$ =9мкм), сколько его последующее истирание. Толщина частиц, при этом, составляет 0,4-0,6 мкм, что меньше требуемой (1 мкм). При малых параметрах воздействия, вся энергия тратиться на первоначальный размол исходного порошка: $d_{ср}$ = 15 мкм при толщине частиц более 3мкм. Найденный оптимум эксперимента был зафиксирован при скорости вращения мешалки 500 об/мин, соотношении М/Ш = 3/10 и времени 15 часов. Ориентировочная толщина частиц, при этих параметрах, как раз оказалась = 1 мкм. И эта экспериментальная зависимость была в последующем подтверждена магнито-диэлектрическими испытаниями композита, на основе полученного наполнителя.

Таким образом, данными исследованиями была показана возможность управления морфологией (контролируемое изменение формы) частиц при помощи подбора параметров процесса аттритирования. Были определены оптимальные значения процесса для данного порошка системы Fe12%Al и доказана связь между формой полученных частиц и магнито-диэлектрическими свойствами композита на их основе.

Литература

1. Лагарьков А.Н., Погосян М.А. Фундаментальные и прикладные вопросы стелс-технологий // Вестник Российской академии наук, 2003, т.72, №9, стр.848.
2. http://ru.wikipedia.org/wiki/Радиопоглощающие материалы и покрытия.

АКТИВАЦИЯ РОСТА ЗЕРЕН ГЦК-КРИСТАЛЛА, СОДЕРЖАЩЕГО ГРАНИЦУ КРУЧЕНИЯ, УДАРНЫМИ ПОСЛЕКАСКАДНЫМИ ВОЛНАМИ

Маркидонов А.В.[1], Старостенков М.Д.[2]

[1]*Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке*
[2]*Алтайский государственный технический университет, Барнаул*
markidonov_artem@mail.ru

Увеличение размеров зерен может отрицательно сказываться на свойства нанокристаллов. Основным механизмом роста является миграция границ и слияние зерен в результате термообработки или механического деформирования. Кроме того, существуют экспериментальные свидетельства миграции границ в результате облучения высокоэнергетическими частицами. Учитывая важность контролирования процессов роста зерен при внешнем воздействии необходимо более тщательное его изучение, так как детали механизма миграции на атомном уровне не совсем понятны. Как правило, считается, что миграции границы способствует наличие на ней подвижных дефектов, таких как вакансии, примеси или дислокации, но существуют работы, в которых миграция границ наблюдалась без участия дефектов. С помощью только экспериментальных методов исследования, по-видимому, не удастся получить информацию о механизмах миграции отдельно взятой границы, так как при исследовании роста зерен результаты представляют собой усреднение данных по большому числу зерен. Поэтому в данном случае предпочтительней использовать методы компьютерного моделирования.

Воздействие потока высокоэнергетических частиц на твердое тело сопровождается образованием ударных послекаскадных волн [1], формирующихся в результате скачка давления в каскадной области из-за различий времени термализации атомных колебаний в некоторой конечной области и времени отвода из нее тепла. Ранее авторами были проведены исследования [2-5] в которых получены результаты, свидетельствующие о возможности модификации дефектной структуры кристалла ударными послекаскадными волнами путем перемещения отдельных дефектов даже при температурах, когда диффузионные процессы не активны. Не вызывает сомнения, что ударные послекаскадные волны могут быть причастны к росту зерен в облученном материале.

Целью представленной работы является исследование методом молекулярной динамики атомных механизмов роста зерен, активируемых ударными волнами, генерируемыми в кристалле.

Исследование проводилось методом молекулярной динамики с помощью пакета XMD [6]. В качестве потенциальной функции межатомного взаимодействия использовался потенциал Джонсона, рассчитанный в рамках метода погруженного атома [7]. Шаг численного интегрирования уравнений движения равнялся 5 фс. Компьютерный эксперимент проводился на расчетной ячейке в форме цилиндра, моделирующей кристалл никеля, содержащего границу зерен кручения, и состоящей из 20 000 атомов. Для создания волны в расчетной ячейке выделялась кристаллографическая плоскость $\{1\,\bar{1}\,0\}$, содержащая единичный слой граничных атомов, которым присваивалась равная по величине скорость, превышающая скорость продольных звуковых волн, и вектор которой ориентирован по нормали к выделенной плоскости.

Исследование показало, что существует два атомных механизма роста зерен, осуществляемого в результате миграции границы. При малых углах разориентации миграция происходит путем кооперативных смещений групп атомов вдоль ядер зернограничных дислокаций. Данный процесс приводит к повороту атомной плоскости на угол θ (см. рис. 1).

Для большеугловых границ зерен, когда ядра дислокаций начинают перекрываться, доминирующим механизмом миграции границ зерен становиться локальная аморфизация структуры, возникающая при прохождении ударной волны по зернограничной области, с

последующей повторной кристаллизацией на втором зерне. Для подтверждения этого предположения была рассчитана радиальная функция распределения атомов, принадлежащих зернограничной области зерна в котором генерируются волны. Построенные зависимости показывают, что волны вызывают разупорядочение атомной структуры.

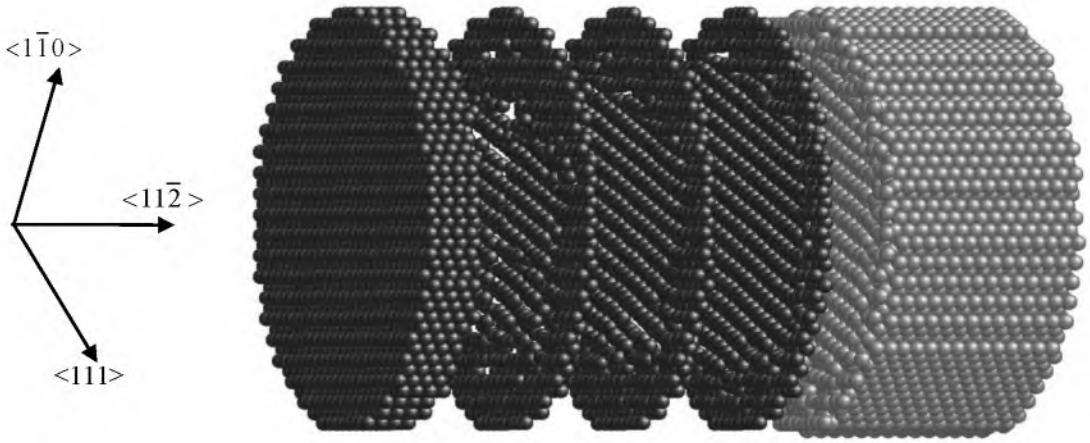


Рис.1. Срезы плоскостей $\{1\bar{1}0\}$ одного из зерен расчетной ячейки после прохождения четырех ударных волн, генерируемых через 2.5 пс вычислений, при всесторонней деформации расчетной ячейки ($\theta = 20°$), равной по величине 4%. Поддерживаемая температура системы равна 900 К

Таким образом, под воздействием ударных послекаскадных волн возможен рост зерен по направлению к их источнику. При этом расчетная ячейка, содержащая границу, должна быть подвергнута нагреву и деформации растяжения. При малых углах разориентации зерен доминирующим механизмом миграции является кооперативный поворот группы атомов, а при больших углах – локальная аморфизация с последующей кристаллизацией на соседнем зерне.

Литература

1. 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.
2. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Сосков А.А., Полетаев Г.М. Изучение структурных трансформаций нанопор цилиндрической формы в золоте методом молекулярной динамики в условиях термоактивации и воздействия звуковых и ударных волн // Физика твердого тела. 2015. Т.57. Вып.8. С.1521-1524.
3. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Смирнова М.В., Коваленко В.В., Захаров П.В. Влияние ударных послекаскадных волн на динамику краевой дислокации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т.11. № 4. С. 461-469.
4. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д. Радиационно-динамические процессы в ГЦК кристаллах, сопровождающиеся высокоскоростным массопереносом. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2014 – 191 с.
5. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д. О возможности гомогенного зарождения поры в зернограничной области под воздействием ударных послекаскадных волн // Вопросы атомной науки и техники. Серия «Математическое моделирование физических процессов». 2016. Вып.3. С. 37-46.
6. XMD – Molecular Dynamics for Metals and Ceramics // [Electronic resource]. Mode of Access: http://xmd.sourceforge.net/about.html.
7. Johnson R.A. Analytic Nearest-Neighbor Model for FCC Metals // Physical Review B. 1988. V. 37. № 8. P. 3924-3931.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti – TiN

Мигранов М.Ш. [1], Шехтман С. Р. [1], Мухамадеев В.Р. [1], Афанасьева Ю.Д. [1], Мигранов А.М., Хазгалиева А.А.[2]

[1]*ФГБОУ ВО «Уфимский государственный авиационный технический университет», Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
migmars@mail.ru

В процессе обработки резанием заготовок на металлорежущих станках режущий инструмент является одним из основных факторов, определяющих производительность процесса, точность размеров и качество поверхности. В настоящее время в связи с повышенными требованиями к режущим свойствам инструмента интенсивно разрабатываются и внедряются различные методы повышения режущих свойств. К новым методам повышения режущих свойств инструментов из твердых сплавов и быстрорежущих сталей относятся и методы образования на поверхности инструмента тонких (0,005 мм) пленок нитрида титана.

Нанесение на рабочие поверхности инструмента покрытий из высокотвёрдых соединений уменьшает коэффициент трения, снимает адгезионное взаимодействие с обрабатываемым материалом, уменьшает абразивный износ, предотвращает диффузионный износ снижает температурно-силовые нагрузки на режущей поверхности.

Многослойные вакуумные ионно-плазменные покрытия, применяемые в качестве перспективных для повышения эксплуатационных характеристик должны отвечать следующим требованиям:

– непосредственно примыкающие к инструментальной основе слои должны обеспечивать прочность сцепления;

– верхние слои должны иметь повышенные твердость и прочность, а также минимальное схватывание по отношению к конкретному обрабатываемому материалу.

Повышение работоспособности режущего инструмента с покрытием может быть обеспечено за счет повышения микротвердости, прочности, трещиностойкости покрытий. Следует отметить, что высокая микротвердость, прочность и трещиностойкость покрытий не может в полной мере обеспечить высокую работоспособность режущего инструмента. Обладая высокими значениями данных характеристик, покрытие может иметь низкую прочность сцепления с инструментальной основой. Поэтому одним из условий высокой долговечности покрытий на рабочих поверхностях режущего инструмента является высокая прочность его сцепления с подложкой.

Предлагаемая технология основана на следующих процессах: бомбардировка поверхности НСДР производилась с помощью плазмогенератора «ПИНК» в среде инертного газа аргона, в результате чего происходит модификация поверхности и ее предварительная очистка; дополнительная бомбардировка поверхности НСДР в среде инертного газа аргона; испарение материала катода в вакууме; осаждение ионов на поверхности с формированием слоя покрытия в среде реактивного газа азота.

Литература

1. Криони Н.К., Мигранов М.Ш. Покрытия и смазки для высокотемпературных трибоспрояжений. – М.: Издательство «Инновационное машиностроение». 2016. 327с
2. Vereschaka A., Migranov M.,Vereschaka A., Sharipov O. Study of wear of tools made of pressed and sintered heterogeneous composite powder materials based on hss with high melting point compounds. // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. Vol. 10, №20 p. 9282-9286, 2015.

УЛЬТРОМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Мигранов М.Ш.[1], Мухамадеев В.Р.[1], Мигранов А.М.[1], Мухамадеев И.Р.[1], Хазгалиева А.А.[2]

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

В настоящее время для повышения эффективности лезвийной обработки резанием необходимо обеспечить надежность работы режущего инструмента [1–7], так как именно инструмент в значительной мере определяет полноту использования технических возможностей современных мехатронных систем, оснащенных высокоскоростным оборудованием с дорогостоящим микропроцессорным управлением (ЧПУ и АдСУ), а также сроки их окупаемости. Вместе с тем, в настоящее время в машиностроении еще не нашли широкого применения инструментальные материалы и покрытия с регулируемой адаптацией поверхностей трения (РАПТ), которые с учетом условий резания (управляемой переменности элементов режима резания, СОТС и др.) позволяют повысить износостойкость инструмента за счет протекания неравновесных процессов при трении в процессе резания металлов [1,2–4]. Связано это с недостаточной изученностью вопросов по структурно-фазовой адаптации приповерхностных слоев на подвижном фрикционном контакте «инструмент – деталь», что затрудняет практическое использование этого явления для решения конкретных технологических задач.

Для исследований были выбраны характерные представители обрабатываемых материалов, обладающих существенно различными физико-механическими свойствами, химическим и структурно-фазовым составами: конструкционные и коррозионностойкие стали, а также жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы. Из инструментальных материалов были выбраны, широко используемые в современном машиностроительном производстве – быстрорежущие стали, спеченные порошковые инструментальные материалы (СПИМ) на основе быстрорежущей стали, твердые сплавы группы ВК, ТК и ТТК. Натурные испытания режущих инструментов производились на операциях точение и фрезерование.

В работе рассматриваются некоторые подходы воздействия на условия трения при резании металлов путем дополнительного легирования СПИМ нового поколения на основе быстрорежущей стали. Первый подход предполагает снижение уровня триботехнических характеристик благодаря уменьшению коэффициента трения при рабочих температурах. Установлено, что СПИМы на основе быстрорежущей стали, легированные карбидом титана, обладают высокой износостойкостью и их можно классифицировать как новый класс самоорганизующихся инструментальных материалов. При помощи ОЭС и ВИМС было обнаружено, что в процессе резания карбиды титана превращаются в тонкие поверхностные пленки в виде соединения титана с кислородом. Это значительно улучшает фрикционные свойства при рабочих температурах резания и повышает износостойкость режущего инструмента. Как показали исследования, износостойкость такого инструмента в 2 – 3,5 раза выше износостойкости обычных инструментов из быстрорежущей стали.

Суть второго принципа легирования состоит в повышении экранирующего эффекта с помощью устойчивой высокопрочной вторичной структуры (простых и сложных кислородосодержащих фаз на основе титана и бора), появляющейся на поверхности инструмента, что достигается, например, с помощью дополнительной присадки 2 % BN.

Дальнейшим совершенствованием режущих инструментов является нанесение на их рабочие поверхности многослойных износостойких покрытий. При этом каждый слой такого покрытия должен формироваться с учетом изменения механизма изнашивания в периоды приработочного, нормального (устойчивого) и катастрофического износа. Состояние

поверхности подложки перед нанесением твердых покрытий влияет на прохождение нормальной стадии износа инструмента и на прочность сцепления с подложкой. Исследовано влияние 16-ти химических элементов и четырех антифрикционных материалов, имплантированных в подложку, на износостойкость резца из быстрорежущей стали с (Ti,Cr)N-покрытием поверхности.

В последнее время все большее применение в технике получают нанотехнологии, повышающие эксплуатационные качества изделий. Выявлено, что основное преимущество метода физического осаждения покрытия (ФОП) с магнитно-дуговой фильтрацией (МДФ) состоит в значительном измельчении зерна, которое ведет к формированию нанокристаллических структур (с размером зерна примерно 60 – 80 нм) покрытий. Данный метод позволяет повысить износостойкость покрытий из композита нитрида титана и алюминия (TiAl)N в условиях высокоскоростной обработки (рисунок 6), когда преобладает окислительный износ режущего инструмента. Образование пленок оксида алюминия на поверхности резца значительно изменяет тепловые потоки и отвод тепла в стружку, что можно проиллюстрировать на изображении поперечных сечений стружек после сканирования на электронном микроскопе. На этих сечениях стружки можно выделить три различные зоны. Известно, что динамическая рекристаллизация контактной области стружки происходит во время резания. Большая часть теплового потока, которая переходит в стружку, вызывает интенсивную рекристаллизацию материала в этой зоне, что находит свое выражение в укрупнении зерен стружки внутри приконтактной зоны.

Установлено, что СПИМы на основе быстрорежущей стали, дополнительно легированные карбидом титана и многослойные покрытия, включающие ионное азотирование нижнего слоя режущего инструмента с последующим нанесением ФОП покрытия и обладают высокой износостойкостью и могут рассматриваться как новый класс самоорганизующихся инструментальных материалов. В процессе резания наблюдается преобразование карбидной фазы в устойчивые вторичные структуры, имеющие форму соединений из титана и кислорода, что способствует значительному улучшению фрикционных свойств при рабочих температурах и приводит к повышению износостойкости режущего инструмента в 2,0 – 3,5 раза по сравнению с износостойкостью инструмента из обычных быстрорежущих сталей.

Литература

1. Верещака А.С. Работоспособность режущего инструмента с износостойкими покрытиями. / А.С. Верещака. – М: Машиностроение. 1993. – 336 с.
2. Криони Н.К., Мигранов М.Ш.. Шехтман С.Р. Наноструктурированные вакуумные ионно – плазменные покрытия. / Н.К. Криони, М.Ш. Мигранов, Шехман С.Р. – М. Издательство «Инновационное машиностроение», 2017. – 367 с.
3. G.S. Fox-Rabinovich and other. Characteristic features of alloying HSS – based deformed compound powder materials with consideration for tool self – organization at cutting. // Wear. 206. 1997. P .214.
4. Криони Н.К., Мигранов М.Ш. Покрытия и смазки для высокотемпературных трибосопряжений. / Н.К. Криони, М.Ш. Мигранов. – М. Издательство «Инновационное машиностроение», 2016. – 327 с.
5. Migranov M. Migranova, R. Tool coatings with the effect of adaptation to cutting conditions. // Key Engineering Materials. 2012. Vol. 496, pp. 75-79.
6. Vereschaka A.A. Migranov M.S. Study of wear resistance of sintered powder tool materials. // Advanced Materials Research. 2014. Vol. 871, pp. 159-163.
7. Vereschaka A., Migranov M. Vereschaka A., Sharipov O. Study of wear of tools made of pressed and sintered heterogeneous composite powder materials based on hss with high melting point compounds. // ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences. 2015. Vol. 10, №20 p. 9282-9286.

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО ТРЕХКОМПОНЕНТНОГО ПОКРЫТИЯ TiAlN

Мигранов М.Ш.[1], Мухамадеев В.Р.[1], Мигранов А.М.[1], Мухамадеев И.Р.[1], Хазгалиева А.А.[2]

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

Повышение износостойкости режущего инструмента возможно за счет изменения состояния приповерхностных свойств, при которых наиболее эффективно режущий инструмент сопротивляется изнашиванию, особенно при повышенных температурах. При этом инструментальный материал в объеме тела режущего инструмента должно одновременно обладать достаточным запасом прочности при сжатии и изгибе, приложении ударных импульсов и знакопеременных напряжений. Широкое производственное применение режущих инструментов с покрытиями позволяет [1–4]: повысить стойкость и надежность инструмента; сократить расход дорогостоящих инструментальных материалов; расширить область использования и существенно сократить номенклатуру применяемых твердосплавных режущих инструментов. Известно [1,2], что стационарному процессу изнашивания в наибольшей степени соответствует нормальный износ, нестационарному – приработка и интенсивный (или катастрофический) износ. Для режущего инструмента, работающего главным образом в условиях адгезионного изнашивания, интенсивный износ аналогичен режиму заедания (микросварка). Приработке соответствует процесс перехода к устойчивому состоянию, а заедание проявляется как неустойчивый процесс, который характеризуется самоускоряющимся возрастанием интенсивности изнашивания.

Поэтому создание многослойных покрытий для режущего инструмента, очередной слой которых отвечал бы соответствующей текущей фазе изнашивания, является рациональной и вполне реализуемой задачей. Повышение износостойкости режущего инструмента в настоящее время может быть достигнуто благодаря использованию покрытий из нитридов титана и алюминия (Ti, Al)N. Такие покрытия как (Ti,Al)N характеризуются уникальными комбинациями свойств: высокой твердостью при повышенных температурах в зоне контакта вместе с термической и химической устойчивостью и низкой термической проводимостью. Важным преимуществом (Ti, Al)N покрытий является их склонность к окислению и к образованию относительно устойчивых поверхностных оксидных пленок. Дальнейшее повышение износостойкости (Ti, Al)N покрытий при резании можно получить путем доведения измельчения зерна до уровня наношкалы (размер зерна менее 100 нм). Это можно осуществить легированием (Ti, Al)N покрытий на инструментальный материал с помощью магнитной дуговой фильтрацией (МДФ).

Целью исследования было определение возможных структурно-фазовых изменений между наноструктурным покрытием и микроструктурной подложкой, происходящих при пластической деформации и повышенных температурах в контактной зоне.

Для экспериментальных исследований использовались быстросменные многогранные пластины из твердосплавного титантанталкобальтового соединения ТТ8К6, предварительно подвергнутого азотирования (для лучшей адгезии покрытия и подложки), и нанесенными на них покрытием (Ti, Al)N. Толщина покрытия была измерена на приборе Calotest. Толщина покрытия составила $h_{покр}$=6,124 мкм. Два основных улучшения в характеристиках поверхностей покрытия можно приписать методу магнитной фильтрации. Первое улучшение связано с полной или частичной фильтрацией микрокапель. В результате образуется поверхность с меньшей шероховатостью, которая влияет на уменьшение адгезии (сцепляемости) обрабатываемого материала с инструментальной поверхностью.

Второе улучшение связано с уменьшением сил трения и износа фильтрованных покрытий. Уменьшение сил трения важно для условий низкоскоростной обработки в области образования нароста. Но для условий высокоскоростной обработки, когда доминируют окислительно-диффузионные процессы, способность покрытий образовывать защитные поверхностные пленки во время трения становятся особенно важными. Эта способность повышается для (Ti, Al)N фильтрованных покрытий вследствие их нанокристаллической структуры. Нанокристаллические покрытия способствует образованию на поверхности защитного слоя из оксида алюминия. Покрытия с мелкой зернистой структурой имеют большую протяженность границ зерен. В связи с этим необходимы большие пробеги атомов для внешней диффузии алюминия Al и внутренней диффузии кислорода.

Для исследования химического состава были изготовлены образцы в виде косых шлифов под углом 5^0 к верхней части режущих пластинок. Эти образцы позволили исследовать гетерогенность состава на небольшой глубине под поверхностью, включая образовавшиеся пленки. До проведения исследования образцы обезжиривались, затем помещались во внутрь подготовительной камеры спектрометра и подвергались 5 минутному травлению в среде ионов аргона. Травление осуществлялось под давлением газа в 10^{-4} Па и со скоростью травления порядка 20 монослоев в минуту. Такая подготовка образцов исключила воздействие случайного загрязнения на результаты анализа. Поверхность образцов была исследована на различных глубинах, начиная от поверхности: либо с помощью стационарного электрона и ионных лучей, либо сканированием их по выбранному направлению. Зона контакта режущего инструмента с исследуемым материалом настолько мала, что требуется увеличение площади исследуемого образца. Для этой цели был смоделирован процесс пластической деформации при повышенных температурах в зоне контакта.

В целом по результатам работы установлено, что повышение микротвердости в исходном образце на «границе» «покрытие-подложка» предположительно связано с высоким содержанием азота, полученного азотированием поверхности перед нанесением покрытия; изменение микротвердости происходит за счет принудительного внедрения структурных элементов покрытия в кобальтовую связку подложки, которое приводит к увеличению среднего значения микротвердости в приповерхностных слоях, внедрение структурных элементов покрытия в подложку в процессе резания предположительно является структурной самоорганизацией системы "покрытие-подложка"; снятие напряжений приводит к выравниванию свойств покрытия в приповерхностных слоях инструмента, за счет чего происходит увеличение работоспособности режущего инструмента; при 427°С происходит переход кобальта от α–модификации к β–модификации вследствие чего происходит изменение кристаллической решетки (из гексагональной в кубическую гранецентрированную).

Литература

1. Мигранов М.Ш. Повышение износостойкости инструментов на основе интенсификации процессов адаптации поверхностей трения при резании металлов. Уфа, «Гилем», 2011. – 229 с.
2. Криони Н.К., Мигранов М.Ш., Дементьева М.С., Мухамадеев В.Р. Износостойкость многофункциональных покрытий при лезвийной обработке резанием // Вестник УГАТУ, 2016. Т.20. № 2(72). с. 29–33.
3. Mitterer C., Mayrhofer P.H., Musil J. Thermal stability of PVD hard coatings // Vacuum. 2005. Vol. 71. - P. 279-284.
4. Згалат-Лозинский О.Б., Рагуля А.В., Дуб Н.В. Свойства нанокристаллических материалов на основе нитрида титана // Наноструктурное материаловедение. 2010. №1. С. 30-38.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ОРИЕНТИРОВАННЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ, СТЕПЕНЬ ТЕКСТУРИРОВАННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЛС

Каменева А.Л.[1], Минькова А.А.[1,2], Черкашнева Н.Н.[2], Карманов В.В.[1]

[1]*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, кафедра «Инновационные технологии в машиностроении», г. Пермь*
[2] *АО «ОДК-Авиадвигатель», г. Пермь*
minkova20@gmail.com

Селективное лазерное сплавление (СЛС) позволяет изготавливать детали практически любой сложности с высокими эксплуатационными свойствами синтезированного материала. Отсутствие стадии подготовки производства сокращает сроки разработки и изготовления деталей [1]. Основная задача исследователей – получение деталей методом СЛС с физико-механическими свойствами, не ниже свойств литых деталей.

Аустенитная сталь 12Х18Н10Т является важным сплавом в аэрокосмической, химической и атомной промышленности благодаря ее высокой прочности и коррозионной стойкости при высоких температурах. Многочисленные исследования выявили ряд особенностей структуры и свойств стали полученной СЛС. Несмотря на множество различных исследований нержавеющей стали изготовленной методом СЛС, мало внимания уделено влиянию термообработки на структуру и свойства материала.

Целью данной работы является изучение влияния технологических параметров термической обработки на концентрацию образуемых фаз в объеме аустенитной стали 12Х18Н10Т, ориентированные напряжения кристаллической решетки, степень текстурированности и, как следствие на физико-механические свойства детали.

Образцы изготавливали селективным лазерным сплавлением в среде азота из порошковой композиции 12Х18Н10Т, полученной газовой атомизацией. Для оценки влияния термического воздействия на структуру и свойства нержавеющей стали после СЛС проводили различные виды термической обработки (таблица 1).

Таблица 1 – Режимы термической обработки образцов из стали 12Х18Н10Т после СЛС

Обозначение режима/образцов	Вид ТО	Температура, °С	Выдержка, час.	Среда в процессе ТО/ охлаждения
0	Без ТО	-	-	-
1	Отжиг	620	2	Воздух/-
2				Аргон/ воздух
3	Стабилизирующий отжиг	825	2	Аргон/ воздух
4				Вакуум/воздух

Фазовый состав, строение и напряженное состояние тестовых образцов 10х10х15 мм были изучены методом рентгеновской дифрактометрии. На рис. 1,а показаны дифрактограммы стали до термической обработки вместе с дифрактограммами стали после отжигов при температурах 620 ^{0}Си 825 ^{0}С в аргоне (рис. 1,в,г), вакууме (рис. 1, д) и на воздухе (рис. 1, б).Определены соотношение фаз по их объемным долям, массовое содержание α-Fe и γ-Fe определено методом Ритвельда, степень текстурированности и ориентированные напряжения кристаллической решетки.

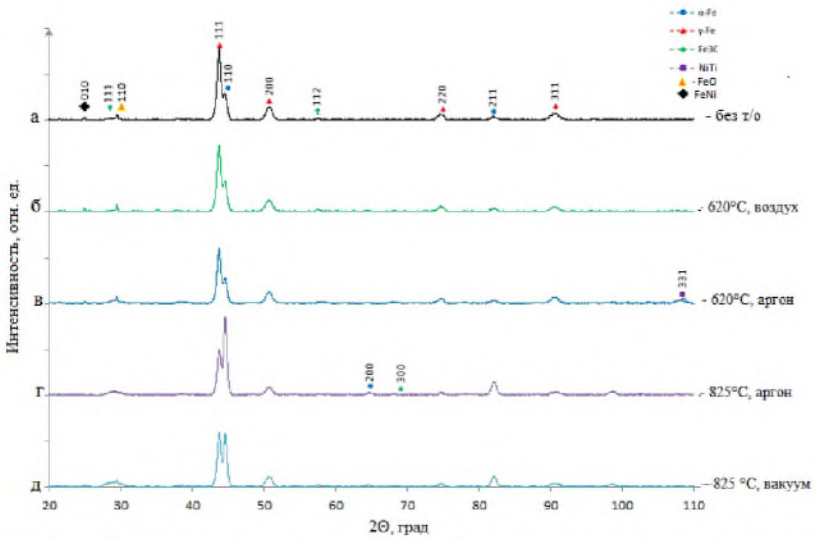


Рисунок 1 - Дифрактограмма стали 12Х18Н10Т полученной методом СЛС

Статические испытания образцов в соответствии с ГОСТ 1479-84 проводили на испытательной машине LFMZ-100. Механические свойства приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Механические свойства стали 12Х18Н10Т

№ образца	$б_в$, МПа	$б_{0,2}$, МПа	δ, %
Литой образец (ГОСТ 5949-75)	510	196	40
0	651	481	47
1	667	488	46
2	679	487	42
3	660	446	56
4	638	429	51

Проведенные исследования показывают, что структура стали 12Х18Н10Т, послойно сплавленная методом СЛС, до и после термической обработки двухфазная с двухкомпонентной текстурой. Бóльшая доля аустенита в структуре стали 12Х18Н10Т объясняется как высокой скоростью охлаждения, так и высоким содержанием легирующих элементов. В широком диапазоне температур и скоростей охлаждения фазовый переход γ↔α не протекает как в процессе СЛС [2], так и в процессе отжига при температуре 620 °С на воздухе или в аргоне. Сохраняется преобладающая фаза − аустенит (ГЦК), текстурированная по плоскости (111). Однако в процессе отжига при 620 °С в аргоне в стали повышается объемная доля цементита Fe_3C и образуется высокотемпературный интерметаллид NiTi. Данное изменение фазового состава приводит к максимальному повышению $\sigma_{0.2}$ до 679 MPa, σ_B до 487 MPa и удлинение δ до 42 %.. Оптимальный фазовый состав соответствует следующим концентрациям фаз: γ-Fe - 67 %, α-Fe - 20.45%, NiTi - 4.92%, Fe_3C - 5.52%, FeNi - 0.51%, FeO - 1.59%.

Фазовый переход γ→α протекает в стали при повышении температуры в процессе стабилизирующего отжига до 825 °С. Концентрации γ-Fe и α-Fe фаз в объеме изменяются в интервале 40…50 %. Растворение высокотемпературного интерметаллида NiTi при 825 °С и многократный рост содержания FeO приводит к уменьшению параметра кристаллической решетки γ-Fe и α-Fe фаз и снижению механических свойств.

Литература

1. T. Kurzynowski et al., Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316 L stainless steel processed by selective laser melting /Materials Science & Engineering A 718 (2018) 64–73
2. Anton Zhukov, Artem Deev,Pavel Kuznetsov, Effect of alloying on the 316L and 321 steels samples obtained by selective laser melting . / Physics Procedia 89 (2017) 172 – 178.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОНОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ SnO_2-Ag

Московский С.В. [1], Романов Д.А. [1], Громов В.Е. [1], Филяков А.Д. [1], Гаевой Е.А. [1]

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
da_rom@live.ru

По данным Международной Ассоциации «Интерэлектромаш» доля отказов в работе электрооборудования по причине выхода из строя контактного аппарата занимает первое место среди прочих неисправностей и составляет 26 %. Для восстановления работы контакт заменяют на новый. Для материалов электрических контактов характерно сочетание разнообразных и одновременно несовместимых требований.

Объектом исследований являлись медные контакты контактора КПВ-605, на контактных поверхностях которых электровзрывным методом было сформировано покрытие системы SnO_2-Ag. В качестве взрываемого токопроводящего материала была использована фольга серебра массой 250 мг, на поверхность которой в область взрыва помещалась навеска порошка SnO_2 массой 50 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи ~5,5 ГВт/м^2, давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности ~12,5 МПа.

Слой меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхности образца при формировании покрытия. Формирующееся покрытие имеет нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов, изменяющихся в пределах (20-40) нм. В результате выполненных таким образом исследований установлено, что анализируемое покрытие является многоэлементным материалом, основными металлическими элементами которого являются медь, серебро и олово. Следовательно, при электровзрывном формировании покрытия наблюдается перемешивание элементов подложки и покрытия.

В системе Ag-Sn-Cu могут быть сформированы соединения на основе Ag-Sn и Sn-Cu; так же возможно присутствие твердых растворов на основе серебра, олова и меди. Не следует исключать присутствие в покрытии и окисных фаз указанных элементов. Микроэлектронограмма имеет кольцевое строение, что однозначно свидетельствует о принадлежности покрытия к классу нанокристаллических материалов. Учитывая неравновесные условия превращений, имеющих место при электровзрывном формировании покрытия, и возможное присутствие одновременно нескольких фаз на исследуемом участке фольги, индицирование микроэлектронограмм осуществляли путем определения фазовой принадлежности по отдельности каждого из пяти ближайших дифракционных колец. Индицирование микроэлектронограммы выявило рефлексы следующих фаз: SnO_2, Ag_3Sn, $Cu_{10}Sn_3$, Cu_3Sn, Cu_6Sn_5, Ag_4Sn и CuO. Частицы оксида олова SnO_2 имеют округлую форму; размер частиц изменяются в пределах от 15 нм до 40 нм. Частицы соединений Ag_3Sn, Ag_4Sn и Cu_6Sn_5 являются сравнительно более крупными (20-50 нм) и часто формируют области размерами (80-120) нм. Методами электронной дифракционной микроскопии проведены исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры и морфологии фаз покрытия, сформированного на поверхности образцов меди электровзрывным методом. Выявлено образование многоэлементного многофазного покрытия, имеющего нанокристаллическую структуру. Путем индицирования микроэлектронограмм установлено, что основными фазами покрытия являются SnO_2, Ag_3Sn, $Cu_{10}Sn_3$, Cu_3Sn, Cu_6Sn_5, Ag_4Sn и CuO.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ УПРОЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ FeCo-V ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Мурадимова Л.Ф.[1], Глезер А.М.[1,2], Ширшиков С.О.[1], Томчук А.А.[2], Борисова П.А.[3], Щетинин И.В.[1], Дьяконов Д.Л.[2]

[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва*
[2] *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва*
[3] *НИЦ «Курчатовский институт, Москва*
a.glezer@mail.ru

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопииПЭМ, а также методами измерения физико-механических свойств (микротвердости и коэрцитивной силы), исследованы особенности формирования структуры и свойств пяти сплавов $(FeCo)_{100-x}V_x$ (x = 0; 1,5; 3,0; 4.5; 6,0) после мегапластической деформации кручением при высоком квазигидростатическом давлении (КВД) при комнатной температуре в камере Бриджмена для различных значений числа оборотов подвижной наковальни *N* (от 0,5 до 4). Обнаружено формирование в процессе КВД двух структурных составляющих: деформационных фрагментов и динамически рекристализованных зерен. Показано что доля деформационных фрагментов по мере роста числа оборотов сначала возрастает до значения 0,4-0,45 при *N*=1, а затем выходит на насыщение и не меняется при последующем возрастании *N*. Установлено также, что средний размер деформационных фрагментов вне зависимости от содержания в сплаве ванадия и величины деформации составляет 50 нм. Средний размер рекристаллизованных зерен составляет 150-250 нм и плавно снижается по мере роста величины деформации.

Установлено, что содержание γ-фазы в сплавах FeCo-V зависит от величины деформации, создаваемой при КВД. Показано, что объемная доля γ-фазы в деформированных сплавах определяется конкуренцией двух факторов: тенденцией к выделению более плотной γ-фазы под действием квазигидростатического давления в камере Бриджмена и тенденцией к протеканию мартенситного γ-α превращения под действием сдвиговых напряжений, создаваемых при кручкеии.

Показано, что уровень внутренних напряжений, инициируемых в изученных сплавах КВД, определяется объемной долей деформационных фрагментов, сформировавшихся в процессе деформационного воздействия. В свою очередь, максимальное значение коэрцитивной силы и микротвердости определяются уровнем внутренних напряжений и степенью протекания релаксационных процессов.

Методом дифракции тепловых нейтронов проанализировано влияние мегапластической деформации на степень дальнего атомного порядка по типу B2 и установлено влияние этой структурной характеристики на значение параметра кристаллической решетки всех изученных сплавов. Отмечено сложное влияние КВД на величину магнитного момента и удельную намагниченность насыщения ферромагнитных сплавов на основе FeCo.

МОРФОЛОГИЯ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОЧАСТИЦ ФТОРИДА БАРИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОГО ИСПАРЕНИЯ

Дёмина Т.М.[1], Дмитриев Д.Д.[2], Ильвес В.Г.[1], Мурзакаев А.М.[1,2], Соковнин С.Ю.[1,2], Тимошенкова О.Р.[1]

[1]Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,
[2]Уральский федеральный Университет, г. Екатеринбург
Aidar@iep.uran.ru

В последние годы интерес к наночастицам (НЧ) возрастает благодаря их уникальным физическим и химическим свойствам, отличным от свойств макро- и микрочастиц. В то же время исследование НЧ неорганических фторидов несколько отстает от исследований наночастиц других классов веществ, таких как металлы, оксиды, полупроводники [1]. Наноструктурные фториды бария (BaF_2) представляют интерес как катализаторы, материалы фотоники, в том числе, прекурсоры лазерной и сцинтилляционной керамики и материалы для биомедицинских приложений. Легированные монокристаллы используются в качестве сцинтилляторов для регистрации ионизирующих излучений.

Традиционно нанопорошки фторидов получают различными химическими методами. Основные трудности возникают при получении НЧ фторидов из-за их взаимодействия с водой с выделением HF (пирогидролиз). При работе с порошками, полученными из водного раствора или содержащими адсорбированную на поверхности влагу, используют обезвоживание нагревом до температуры ниже температуры начала реакции гидролиза, например в глубоком вакууме до 200° С. Технологические операции проводят также в атмосфере инертного газа, очищенного от водяных паров. Для предотвращения пирогидролиза в высокотемпературных технологических процессах глубокого вакуума бывает недостаточно. Метод импульсного испарения электронным пучком [2] позволяет получать нанофториды достаточно высокой чистоты при остаточном давлении в испарительной камере около 4 Па.

Мишени изготавливали из прессовок микронного порошка BaF_2 оптической чистоты, отожженных на воздухе в течении одного часа при температуре 900^0 С с последующим охлаждением образца до комнатной температуры вместе с печью. Режим испарения мишеней указан в работе [2]. НЧ осаждались на подложки из оконного стекла, размещенные на расстоянии 10-15 см от центра мишени. Сбор НЧ достигал 85 % от общей массы испаренной мишени. Скорость испарения мишени составляла 5.5 г/час. Удельная поверхность и пористость порошка определялась на установке Micrometrics TriStar 3000. Термограммы нагрева/охлаждения записывались с помощью методов дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и термогравиметрии (ТГ) на синхронном термоанализаторе STA-409-PC Luxx, в температурном диапазоне от 40^0 до 1400^0 С. Морфология и размер частиц НЧ изучались с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM 2100. Химический состав определялся методом рентгеновского энергодисперсионного микроанализа на сканирующем электронном микроскопе LEO 982 с приставкой Oxford X-Ray Detector.

НЧ BaF_2 показали мультимодальное распределение пор по размеру в диапазонах 9-14 нм, 14-23 нм и 23-70 нм. Из ПЭМ снимков видно, что наночастицы BaF_2 представляют собой агломераты частиц, содержащие редкие, крупные поры размером менее 50 нм и мелкие и средние мезопоры размером от 5-10 нм, количество которых значительно превосходит количество крупных мезопор. Электронограммы образцов подтверждают поликристалличскую структуру НЧ BaF_2. Размер отдельных НЧ составляет около 6 нм.

По результатам РФА анализа выявлено, что образцы однофазные, присутствует только BaF_2 в кубической фазе. Параметры решетки различаются незначительно. С использованием методов ПЭМ высокого разрешения (ПЭМ ВР) определен фазовый состав

отдельных НЧ BaF_2. ПЭМ ВР снимки указывают на высокую кристалличность и совершенную огранку отдельных частиц. Обнаружено наличие кубической, орторомбической и гексагональной фаз НЧ BaF_2. Также в частицах присутствовали дефекты: двойники и дислокации. Выявлена тенденция изменения фазового состава НЧ в зависимости от размера.

При нормальных условиях BaF_2 кристаллизуется в кубическую фазу. Авторами работы [3, 4] было показано, что под действием высокого давления (порядка 3-5 ГПа) кубическая фаза переходит в орторомбическую фазу. При еще более высоких давлениях порядка 10-15 ГПа орторомбическая фаза переходит в гексагональную фазу.

Теория равновесного состояния кристалла конечных размеров, основанная на предположении о неизменности его структуры и объема, вполне верна для образцов большого размера, но для малых частиц не вполне точна [5]. Причина этого в том, что в них поверхностная энергия является заметной величиной по сравнению с объемной. Поэтому для понижения полной энергии системы выгодно произвести деформацию кристалла, при которой понижение поверхностной энергии скомпенсирует повышение объемной энергии. Деформация сводится к изменению постоянной решетки кристалла. С другой стороны, понижение поверхностной энергии малой частицы может быть реализована и изменением ее кристаллической структуры по сравнению с массивными образцами. Естественно, такое изменение должно вести к увеличению объемной энергии частицы. Но оно может быть скомпенсировано выигрышем в поверхностной энергии, если поверхностное натяжение в измененной структуре меньше, чем в структуре массивных образцов. Поверхностная энергия должна быть минимальна для плотноупакованных структур, так как для них минимально относительное число связей на атом, оборванных поверхностью.

После испарения электронным пучком в процессе разлёта горячего пара происходит конденсация, возникает фаза, равновесная при данной температуре и размерах. При данной температуре и размере устойчивой будет та фаза (из возможных для данного вещества), которая обладает минимальной свободной энергией. При изменении условий может оказаться стабильной другая модификация. Во время затвердевания формируется кристаллическая структура с минимальной свободной энергией, в том числе поверхностной свободной энергией. Уменьшение размеров частиц увеличивает количество атомов в поверхностном слое с нескомпенсированными с одной стороны электронными связями, а также количество атомов в приповерхностных слоях с частично нескомпенсированными электронными связями. В результате поверхностная свободная энергия увеличивается до значений сравнимых с объемной энергией. Поверхностная энергия гексагональной фазы меньше и она формируется в частицах малых размеров, в то время как орторомбическая фаза образуется в более крупных частицах, а кубическая фаза образуетя в ещё более крупных частицах. После образования этих фаз быстрое охлаждение оставляет частицы BaF_2 при комнатной температуре без какого-либо дальнейшего изменения фазы.

Работа выполнена в рамках темы государственного задания № 0389-2015-0026 и поддержке РФФИ (проект № 18-08-00514).

Литература

1. Кузнецов С.В., Осико В.В., Ткаченко Е.А., Федоров П.П. Неорганические нанофториды и нанокомпозиты на их основе, Успехи химии т. 75, № 12, 2006, с. 1193-1211
2. S.Yu. Sokovnin, V.G. Il`ves Production of nanopowders using pulsed electron beam, Ferroelectrics. – 2012. – V. 436. – I. 1. – P. 101-107.
3. Samara G. A. Opt. and Optoel. Mat., Phys. Rev. B, 1970, 4194, P. 12-16
4. Leger J. M., Haines J., Atouf A. and Schulte O. Phase transition in BaF_2, Phys. Rev. B, 1995, 13247 P. 52-59
5. *Нагаев Э.Л.* Малые металлические частицы, Успехи физических наук. 1992. Т. 162. № 9. С. 51-124

ВЛИЯНИЕ β-СТАБИЛИЗАТОРОВ ЗАМЕЩЕНИЯ НА ЭНЕРГИЮ МЕЖФАЗНЫХ β/α ГРАНИЦ В СПЛАВАХ ТИТАНА

Мурзинова М.А.

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

Удельная энергия межфазных границ является важной характеристикой многофазных сплавов, так как определяет термодинамику развития фазовых превращений, морфологию образующейся фазы и стабильность микроструктуры сплавов при термической и деформационной обработке [1]. Прямых методов измерения энергии межфазных границ нет, поэтому для ее оценки используют либо косвенные методы, либо расчетные [1-4]. В последнем случае важно выбрать модель строения границы, наиболее точно отражающую кристаллографические особенности сопряжения фаз и распределение дефектов на межфазной границе, которые наблюдаются в эксперименте.

Цель работы – оценить, как изменяется строение и удельная энергия межфазных границ в сплавах титана с β-стабилизаторами замещения в интервале температур развития β/α превращения.

В отличие от подобных оценок, выполненных ранее [4], была сделана попытка учесть не только присутствие на широкой поверхности раздела α и β пластин структурных ступенек, но и дислокационное строение боковой и торцевой граней пластин.

Для решения поставленной задачи:

1. Рассмотрены результаты теоретических и экспериментальных исследований строения межфазных β/α границ в сплавах титана [5-11]. Выбраны пары плоскостей в ОЦК и ГПУ решетках, сопряжение по которым обеспечивает наилучшее согласие с результатами экспериментов, а именно:

1) выполнение ориентационного соотношения Бюргерса, при иррациональных индексах Миллера широкой, боковой и торцевой границ между β и α пластинами;

2) возможность компенсации несоответствий межатомных расстояний на широкой границе β/α пластин дислокациями несоответствия и структурными ступеньками,

3) возможность компенсации несоответствий межатомных расстояний на боковой и торцевой границах β/α пластин рядами дислокаций наклона и полных дислокаций несоответствия, линии которых наблюдаются на смежных гранях пластин.

2. Обобщены литературные данные о влиянии β-стабилизаторов на упругие свойства β-фазы титана. Согласно [12,13], основные β-стабилизаторы (V, Mo, W, Cr, Fe) оказывают близкое влияние на упругие характеристики β-фазы титана, если их концентрация в β-фазе не превышает 40–50 ат.%. С увеличением концентрации перечисленных элементов от 1 до 50 ат.% модуль сдвига β-фазы возрастает от 17–20 до 35–40 ГПа, а коэффициент Пуассона уменьшается от 0.4 до 0.33.

3. Выполнен анализ влияния β-стабилизаторов замещения на изменение параметров решеток равновесных β и α-фаз, несоответствий межатомных расстояний, расстояний между дислокациями несоответствия и структурными ступеньками в интервале температур развития β/α превращения. Установлены следующие закономерности.

3.1 Эвтектоидообразующие β-стабилизаторы (Fe, Cr, Mn) и изоморфный β-стабилизатор V оказывают близкое влияние на параметр решетки β-фазы (a_β) при температурах 880–650°C. С понижением температуры в указанном интервале a_β уменьшается от 0.3305 до 0.3243 нм. Наибольшее различие параметров решеток равновесных α и β-фаз может достигаться в двойных сплавах системы Ti-V после «бесконечно» длительных выдержек сплавов при 670–650°C (когда растворимость ванадия в α- и β-фазах достигнет 3 и 80 ат.%, соответственно) [14].

3.2 Широкая, боковая и торцевая границы между β-матрицей и α-пластиной сохраняют дислокационное строение при температурах развития диффузионного β/α превращения (880–400°C) и содержании β-стабилизатора в β-фазе от 1 до 80 ат.%, поскольку величины несоответствий межатомных расстояний при этом не превышают 10%. В зависимости от температуры выделения α-фазы и, следовательно, содержания легирующего элемента в фазах, среднее расстояние между дислокациями несоответствия, образующими один ряд, может изменяться в несколько раз. При этом расстояния между дислокациями в разных рядах могут различаться более чем на порядок.

3.3 Показано, что структурные ступеньки, которые компенсируют несоответствие в направлении $1/3\left[\bar{2}110\right]_{\alpha} \| 1/2\left[\bar{1}11\right]_{\beta}$ на террасах, образованных плоскостями $\left(0\bar{1}10\right)_{\alpha} \| \left(1\bar{1}\bar{2}\right)_{\beta}$, могут существовать при условии $a_{\alpha}/a_{\beta}>0.9413$. Это условие выполняется, если содержание β-стабилизатора в β-фазе не превышает 55 ат.%.

4. Для оценки энергии межфазных β/α границ использованы алгоритмы, описанные в [2-4].

Показано, что удельная энергия всех рассмотренных межфазных границ возрастает с понижением температуры β/α превращения. Энергия широкой границы между β-матрицей и α-пластиной может возрасти от 0,11 Дж/м^2 при 880°C до 0,52 Дж/м^2 после «бесконечно» длительной выдержки сплавов при 650°C. В тех же условиях энергия боковой и торцевой границ увеличивается, соответственно, от 0,19 и 0,39 Дж/м^2 до 0,31 и 0,90 Дж/м^2.

Литература

1. Laughlin D. E., Hono K. eds. Physical Metallurgy: 3-Volume Set, 5th edition, Newnes, 2014, pp. 2960.
2. Van der Merwe J.H. On the Stresses and Energies associated with Inter-Crystalline Boundaries // Proc. Phys. Soc. 1950. A 63. P. 616-637.
3. Van der Merwe J. H., Shiflet G. J. The role of structural ledges at phase boundaries – I. Interfaces with rectangular atomic nets // Acta Metall. Mater. 1994. V. 42 (4). P. 1173-1187.
4. Murzinova M.A., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A. Dependence of the Specific Energy of the β/α Interface in the VT6 Titanium Alloy on the Heating Temperature in the Interval 600–975°C // JETP 2016. V. 122. P. 705-715.
5. Menon E. S. K.and Aaronson H. I. Interfacial Structure of Widmanstatten Plates in a Ti-Cr Alloy // Acta Metall. 1986. V. 34. No. 10. P. 1975-1981.
6. Furuhara T., Howe J.M., Aaronson H.I. Interphase boundary structures of intragranular proeutectoid α plates in a hypoeutectoid Ti-Cr alloy // Acta Metall. Mater. 1991. V. 39. Issue 11. P. 2873-2886.
7. Furuhara T., Ogawa T., Maki T. Atomic structure of interphase boundary of an α precipitate plate in a β Ti-Cr alloy // Phil.Mag.Letters. 1995. V. 72. No.3. P. 175-183.
8. Miyano N., Ameyama K., Weatherly G.C. HRTEM Observation and Atomic Modeling of α/β Interphase Boundary in a Ti-22V-4Al Alloy // Mater. Trans. 2002. V. 43. No. 7. P. 1547-1551.
9. Ye F., Zhang W.-Z., Qiu D. A TEM study of the habit plane structure of intragrainular proeutectoid α precipitates in a Ti–7.26 wt%Cr alloy // Acta Mater. 2004. V. 52. P. 2449-2460.
10. Ye F., Zhang W.-Z. Dislocation structure of non-habit plane of α precipitates in a Ti–7.26 wt.% Cr alloy // Acta Mater. 2006. V. 54. P. 871–879.
11. Furuhara T., Aaronson H.I. Computer modeling of partially coherent B.C.C. :H.C.P. boundaries // Acta Metall. Mater. 1991. V. 39. Issue 11. P. 2857-2872.
12. Collings E.W. The Physical metallurgy of titanium alloys. ASM Metals Park, OH, (1984). Е. В. Коллингз. Физическое металловедение титановых сплавов. М.: Металлургия 1988, 224 с.
13. Ikehata H., Nagasako N., Furuta T., Fukumoto A., Miwa K., Saito T. First-principles calculations for development of low elastic modulus Ti alloys // Phys. Rev. 2004. V. B70. P. 174113-1–174113-8.
14. ASM Handbook. Vol. 3. Alloy Phase Diagrams. Materials Park, OH: ASM International. 1998, P.1741.

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАЗМЕРОВ ДЕФЕКТОВ И ОЦЕНКА КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Мухаметрахимов М.Х.

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

Неразрушающие методы контроля имеют очень важное значение для повышения качества и надежности изделий и материалов в различных областях производства. Широкое распространение этих методов обусловлено тем, что они позволяют избежать больших потерь времени и материальных затрат. В настоящее время широкое применение на различных машиностроительных предприятиях и предприятиях энергетики получили акустические методы контроля, в частности ультразвуковая дефектоскопия. По сравнению с другими методами неразрушающего контроля она обладает рядом важных преимуществ: высокой чувствительностью к наиболее опасным дефектам типа трещин; возможностью проводить контроль непосредственно в ходе технологического процесса, т.е. ультразвуковая дефектоскопия обладает большой производительностью; хорошей возможностью автоматизации контроля. Для ручного контроля и контроля в механизированном варианте сканирования следует применять ультразвуковые эхо-импульсные дефектоскопы УД-11ПУ, УД-12ПУ, УИ-70 и т.д.

Возможность автоматизации контроля позволяет разрабатывать и внедрять в производство различные автоматические комплексы для контроля изделий в процессе производства.

Метод ультразвуковой дефектоскопии металлов и материалов впервые был разработан и практически осуществлен в Советском Союзе в 1928—1930 гг. проф. С. Я. Соколовым.

Ультразвуковые волны представляют собой упругие колебания материальной среды, частота которых лежит за пределами слышимости в диапазоне от 20 кгц (волны низкой частоты) до 500 Мгц (волны высокой частоты).

Ультразвуковые колебания бывают продольные и поперечные. Если частицы среды перемещаются параллельно направлению распространения волны, то такая волна является продольной, если перпендикулярно - поперечной. Для отыскания дефектов в сварных швах используют в основном поперечные волны, направленные под углом к поверхности свариваемых деталей.

Сварные соединения являются самой массовой областью применения ультразвуковой дефектоскопии. Это достигается за счёт мобильности ультразвуковой установки, высокой производительности контроля, точности, чувствительности к внутренним (объёмным — поры, металлические и неметаллические включения; плоскостным — непровары, трещины), а также внешним, то есть поверхностным дефектам сварных соединений.

Наиболее характерным пассивным методом является акустико-эмиссионный метод. Явление акустической эмиссии состоит в том, что упругие волны излучаются самим материалом в результате внутренней динамической локальной перестройки его структуры. Такие явления, как возникновение и развитие трещин под влиянием внешней нагрузки, аллотропические превращения при нагреве или охлаждении, движение скоплений дислокаций, наиболее характерные источники акустической эмиссии.

В эхо-сквозном методе (Рис.1) фиксируют сквозной сигнал I, сигнал II, испытавший двукратное отражение в изделии, а в случае появления полупрозрачного дефекта - также сигналы III и IV, соответствующие отражениям волн от дефекта и испытавших также отражение от верхней и нижней поверхностей изделия. Большой непрозрачный дефект обнаруживают по исчезновению или сильному уменьшению сигнала I, т.е. теневым методом, а также сигнала II. Полупрозрачные или небольшие дефекты обнаруживают по появлению сигналов III и IV, которые являются главными информационными сигналами.

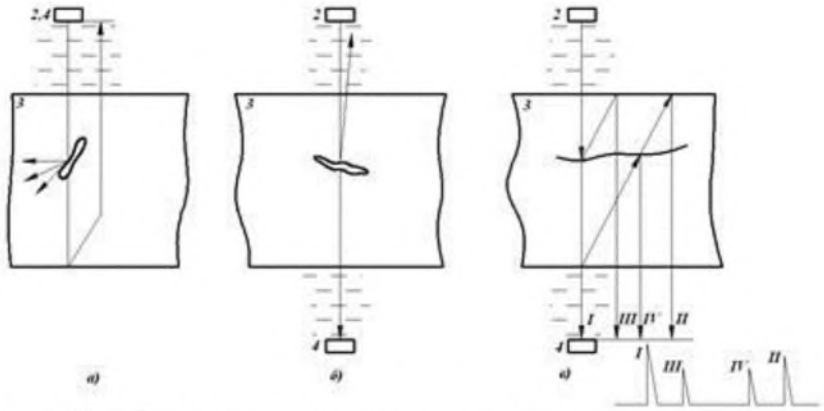


Рис. 1. Комбинированные методы, использующие прохождение и отражение: *а* - зеркально-теневой; *б* – эхо - теневой; *в* – эхо - сквозной: 2 - излучатель; 4 - приемник; 3 - объект контроля

Эхо-метод или эхо-импульсный метод — наиболее распространённый: преобразователь генерирует колебания (то есть выступает в роли генератора) и он же принимает отражённые от дефектов эхо-сигналы (приёмник). Данный способ получил широкое распространение за счёт своей простоты, так как для проведения контроля требуется только один преобразователь, следовательно при ручном контроле отсутствует необходимость в специальных приспособлениях для его фиксации (как, например, в дифракционно-временном методе) и совмещении акустических осей при использовании двух преобразователей. Кроме того, это один из немногих методов ультразвуковой дефектоскопии, позволяющий достаточно точно определить координаты дефекта, такие как глубину залегания и положение в исследуемом объекте (относительно преобразователя).

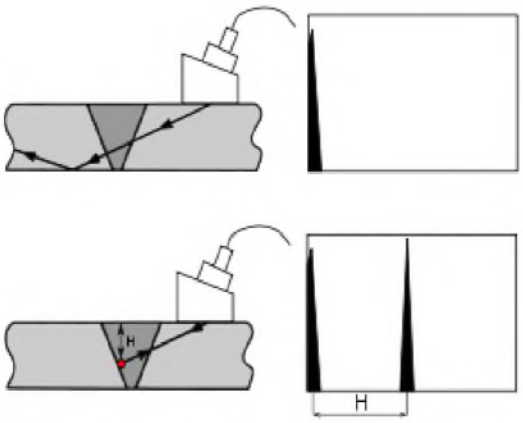


Рис. 2. Эхо-импульсный метод контроля сварного соединения без дефекта (сверху) и с дефектом (снизу)

В правой части изображения (Рис. 2) представлен экран дефектоскопа с изображённым на нём зондирующим импульсом (сверху) и импульсом от дефекта (снизу).

Из рассмотренных акустических методов контроля наибольшее практическое применение находит эхо-метод. Около 90% объектов, контролируемых акустическими методами, проверяют эхо-методом. Применяя различные типы волн, с его помощью решают задачи дефектоскопии поковок, отливок, сварных соединений, многих неметаллических материалов.

Литература

1. Волченко В.Н. Оценка и контроль качества сварных соединений с применением статистических методов. М.: Изд-во стандартов, 1974. 159 с.

ВЛИЯНИЕ ПРОФИЛЯ ПОВЕРХНОСТИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СВАРНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М.Х.

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

Известно [1], что в условиях сварки давлением обеспечивается получение твердофазного соединения (ТФС) с высокими механическими свойствами, приближающимися к свойствам основного металла. Однако специфической особенностью сварки в твердом состоянии титана и его сплавов, соединенных с небольшой макропластической деформацией, является пониженная ударная вязкость ТФС при отсутствии в стыке оптически видимых дефектов [2].

Основными конструктивными элементами, определяющими ресурс и надежность авиадвигателей, являются элементы замкового соединения с лопаткой, работающие при больших окружных скоростях и высоких уровнях температур. Соединение лопаток с замком часто бывает самым слабым местом всей конструкции.

Целью настоящей работы было рассмотрение влияния профиля поверхности на формирование ТФС и на ударную вязкость твердофазных соединений сварных образцов из титанового сплава ВТ6.

В качестве материала исследования использовали двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава. Исходные заготовки сплава имели микрокристаллическую (МК) структуру с размером зерен 2–3 мкм.

Для проведения испытаний на ударную вязкость использовали образцы с различной геометрией поверхности соединения: *а)* соединение сплава ВТ6, где оба образца имели плоскую поверхность соединения, *б)* соединение сплава ВТ6, где на поверхности образцов был нанесен рельеф в форме сопряженных полуокружностей, *в)* соединение сплава ВТ6, где на поверхности образцов был нанесен зигзагообразный рельеф с треугольными выступами и *г)* соединение сплава ВТ6, где на поверхности образцов был нанесен зигзагообразный рельеф с прямоугольными выступами.

Сварку давлением осуществляли по схеме одноосного сжатия за счет термонатяга в специальной оснастке, помещенной в вакуумную печь СНВЭ-1.3.1/16–ИЗ-УХЛЧ.1 при остаточном давлении воздуха $2{,}0 \times 10^{-3}$ Па.

Для проведения испытаний на ударный изгиб из сварных заготовок сплава ВТ6 вырезали образцы по ГОСТ 9454-84. Испытания проводили на маятниковом копре RPSW 150/300 фирмы «Schenck Trebel Corp».

Анализ результатов испытаний показал, что свойство ТФС зависит от способа подготовки свариваемых поверхностей. В случае, когда свариваемые образцы имели плоскую поверхность соединения, разрушение идет строго по зоне сварки и значения ударной вязкости образцов очень низкие, а при изменении профиля свариваемых поверхностей повышается ударная вязкость твердофазных соединений. Более эффективным способом сварки является сварка образцов с проточками в виде сегмента окружности и треугольника.

Литература

1. Гельман А. А. Особенности формирования соединений при диффузионной сварке двухфазных титановых сплавов. // Сварочное производство. 1981. №5. С. 20-21;
2. 2. Lutfullin R.Ya., and Mukhametrakhimov M.Kh. Solid-phase joint formation in Ti-6Al-4V alloy under conditions of low temperature superplasticity // Reviews on Advanced Materials Science. Rev.Adv.Mater.Sci. (RAMS) 2010, №2, Vol. 25, pages 142-147.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М.Х.

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

Развитие современного машиностроения невозможно без использования передовых конструкционных материалов, имеющих более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с существующими материалами. В этой связи большой интерес представляют титановые сплавы.

Повышенные прочностные свойства имеют титановые сплавы с нанокристаллической (НК) структурой по сравнению с микрокристаллической (МК) структурой [1]. Однако изготовление крупногабаритных полуфабрикатов с НК структурой представляет отдельную научную и технологическую проблему, кроме того при достижении в сплаве такой структуры с повышением уровня прочности происходит и снижение пластичности.

Одним из способов преодоления этой проблемы является создание металломатричных композитов, позволяющих уменьшить массу конструкции при сохранении или улучшении ее физико-механических характеристик. Поэтому неудивительно, что разработчики авиатехники перестраивают всю материаловедческую концепцию строительства самолетов, активно привлекая и используя различные металломатричные композиты на основе исключительно прочных титановых сплавов.

Целью представленной работы является разработка на основе результатов экспериментальных исследований методологического подхода к выбору технологических параметров применения НК материалов в качестве упрочняющего элемента для изготовления металломатричных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП.

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. В качестве упрочняющего элемента взяли титановый сплав ВТ6 с НК структурой со средним размером зерен/субзерен около 0,2 мкм. Для исследований был изготовлен трехслойный металломатричный композит с МК и НК структурами. Соединение листов с различными структурными состояниями, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы. Сварку в твердом состоянии осуществляли при различных температурах от 700 до 900°С в течение 120 мин приложением постоянного давления (Р=5 МПа) газообразного аргона из штуцера через гибкую мембрану на свариваемые образцы.

Анализ результатов механических испытаний слоистого металломатричного композитного материала показал, что его физико-механическое поведение существенно зависит от температуры сварки давлением. Установлено, что сохранение сочетания НК и МК структур в слоях при пониженных температурах позволяет обеспечить в металломатричных композитных материалах повышенные прочностные свойства. Упрочняющий элемент из титанового сплава ВТ6 с НК структурой воспринимает основную долю нагрузки, а слои с МК структурами придают композиту пластичность и предохраняют ее от возможного разрушения и тем самым позволяет достигнуть высокого уровня конструкционной прочности.

Литература

1. Лутфуллин Р.Я., Кайбышев О.А., Валиахметов О.Р., Мухаметрахимов М.Х., Сафиуллин Р.В., Мулюков Р.Р. Соединение в твердом состоянии нанокристаллических титановых сплавов // Перспективные материалы. 2003. № 4. С. 21-25.

МИКРОСТРУКТУРА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО РЕНИЙ СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Мухтаров Ш.Х. [1], Гайсин Р.А. [1], Шахов Р.В. [1], Ганеев А.А. [1], Имаев В.М. [1], Логунов А.В. [2], Имаев Р.М. [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*ПАО «ОДК-Сатурн», Рыбинск*
shamilm@imsp.ru

Современные жаропрочные никелевые сплавы - это сложнолегированные гетерогенные материалы, упрочненные наноразмерными частицами и выделениями вторичных фаз. В ЖНС основную упрочняющую роль играют когерентные выделения интерметаллидной γ′-фазы, объемная доля которой может превышать 50%. Как известно [1], с увеличением объемной доли дисперсных выделений упрочняющих фаз и введением в состав тугоплавких элементов, обеспечивающих эффективное твердорастворное упрочнение, существенно снижается деформационная способность и механическая обрабатываемость жаропрочных никелевых сплавов. Одним из наиболее эффективных упрочняющих легирующих элементов считается, в частности, редкоземельный рений. Он может способствовать образованию ближнего порядка, замедляя диффузионные процессы в γ-фазе и дислокационную подвижность в области γ/γ′ границ [2].

Легирование жаропрочных никелевых сплавов рением применяется для монокристаллических сплавов 2-го и 3-го поколения, таких как ЖС32, PWA1484, CMSX-4, Rene N5 и др. [3]. В работе [2] показано, что введение рения существенно повышает сопротивление ползучести и усталостные свойства сплава в монокристаллическом состоянии. Для поликристаллических жаропрочных никелевых сплавов, предназначенных для дисков перспективных газотурбинных двигателей, легирование рением не применяется. Между тем при создании двигателей нового поколения повышение механических свойств дисковых жаропрочных никелевых сплавов остается актуальной научно-технической проблемой.

В настоящей работе представлены результаты исследования деформируемости, микроструктурных изменений после горячей деформации, а также механических свойств экспериментального сложнолегированного никелевого сплава состава Ni-50(Co,Cr,W,Ta,Ti,Al,Mo,Nb,Re)-0,1(C,LaY,Ce,B)) (вес. %), изготовленного литьем. Для нового сплава была выполнена аттестация исходного состояния, разработаны режимы гомо- и гетерогенизационного отжига, позволившие существенно снизить уровень дендритной ликвации и улучшить деформационную способность сплава.

Показано, что ступенчатый гетерогенизационный отжиг является эффективным для коагуляции выделений γ′-фазы и снижения когерентности γ/γ′ границ. Для гомо- и гетерогенизированного сплава выполнены испытания на сжатие при скорости деформации 10^{-3} $с^{-1}$в интервале температур T_s-170÷T_s, где T_s – температура сольвуса. Определены оптимальные температурно-скоростные условия деформации в изотермических условиях, обеспечивающие наилучшую деформируемость и интенсивное развитие рекристаллизационных процессов.

С помощью электронно-микроскопических наблюдений и анализа дифракции обратно-рассеянных электронов показано, что при оптимальных условиях деформации в образце формируется разнозернистая, частично рекристаллизованная структура с размером рекристаллизованных зерен около 10 мкм и крупных γ зерен с развитой субструктурой размером 50-100 мкм. В структуре наблюдалась первичная и вторичная γ′ фаза размером 1-5 и около 0,2 мкм, соответственно.

На основе испытаний на сжатие был разработан опытный процесс деформационно-термической обработки сплава. Он включает в себя предварительную многоступенчатую

гомо- и гетерогенизационную обработку, квази-изотермическую деформацию в толстостенной оболочке при оптимальной температуре деформации и повышенной по сравнению с оптимальной скорости деформации. В результате удалось получить бездефектную деформированную заготовку, которая была подвергнута старению. Микроструктура сплава после деформационно-термической обработки представляла собой частично рекристаллизованную структуру, состоящую из крупных зерен γ фазы размером 50-150 мкм и мелких зерен γ фазы размером 1-10 мкм. При этом объемная доля и размер рекристаллизованных зерен, а также доля высокоугловых границ зерен оказалась меньше, чем в случае изотермической деформации. γ′ фаза в структуре была представлена как первичными выделениями размером 1-5 мкм, так и вторичными размером около 0,2 мкм.

Исследования механических свойств на растяжение и длительную прочность образцов, вырезанных из сплава, подвергнутого деформационно-термической обработке и старению, показали, что полученные свойства превосходят либо не уступают свойствам известных жаропрочных никелевых сплавов, применяемых в качестве дисковых материалов.

Литература

1. Reed R.C. The superalloys: Fundamentals and Applications. Cambridge University Press, 2006, 372 p.
2. Mottura A., Reed R.C. What is the role of rhenium in single crystal superalloys? // MATEC Web of Conferences 14. 01001. 2014.
3. Li J.R., Zhong Z.G., Tang D.Z., Liu S.Z., Wei P., Wei P.Y., Wu Z.T., Huang D. and Han M. A low-cost second generation single crystal superalloy DD6 // Superalloys 2000. 2000. P. 777.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА INCONEL 718, ИЗГОТОВЛЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ

Мухтарова К.Ш. [1], Шахов Р.В. [2], Мухтаров Ш.Х. [2], Имаев В.М. [2]

[1] *Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
kamilla551@gmail.com

Проведены сравнительные исследования никель-железного сплава Inconel 718 изготовленного по традиционной технологии литья (вакуумно-индукционная плавка +электрошлаковый переплав + вакуумно-дуговой переплав) с последующей ротационной горячей ковкой и методом селективного лазерного плавления (СЛП). Микроструктура сплава Inconel 718, изготовленного СЛП отличается от материала, полученного обычными способами из-за многочисленных циклов нагрева и быстрого охлаждения во время изготовления [1]. Этот процесс затвердевания приводит к образованию сложной микрогетерогенной структуры сплава [2]. Исследование микроструктуры сплава показали, что она мелкозернистая со средним размером γ зерен 10 мкм. γ зерна содержат столбчатые субзена, которые в свою очередь состоят из ячеистых равноосных субзерен с размером ячеек около 0,5 мкм. На границах γ зерен встречаются частицы δ фазы. Интерметаллидные фазы, содержащие Nb, гомогенно распределены по структуре сплава. Как известно [3], выделенные интерметаллидные частицы в этом сплаве кроме ниобия также содержится молибден и титан. Наиболее крупные выделения расположены по границам субзерен, а мелкие выделения в теле субзерен. Объемная доля этих выделений составляет около 20% [4]. Карбиды с размерами в несколько микрон, обычно наблюдаемые в Inconel 718, изготовленным обычным металлургическим способом, не были обнаружены. Проведены микроструктурные исследования образцов из сплавов, изготовленных СЛП и традиционным методом, подвергнутых кручению под высоким давлением (КВД). Экспериментальные данные показывают, что после КВД при комнатной температуре содержащие Nb фазы частично растворились и во время последующего отжига при температуре близкой к температуре старения сплава происходит выделения только пластин δ-фазы [5]. Проведены сравнительные исследования микроструктуры и изменений микротвердости сплава, изготовленного методом СЛП и традиционным методом, подвергнутого КВД и последующему отжигу.

Литература

1. Tuchoa W.M. Microstructure and hardness studies of Inconel 718 manufactured by selective laser melting before and after solution heat treatment // Materials Science & Engineering A. 2017. V. 689. P. 220.
2. Trosch T. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting // Materials Letters. 2016. V. 164. P. 428.
3. Burke M.G., Miller M.K. Precipitation in Alloy 718: A Combined AEM and APFIM Investigation // Superalloys 718, 625 and Various Derivatives. 1991. P. 337.
4. Shakhov R.V., Mukhtarova K.S. Nb rich precipitates of Inconel 718 produced by selective laser melting // Letters on Materials. 2018. V. 8. №1. P. 105.
5. Mukhtarov Sh., Sauvage X. Microstructure and Microhardness of a Nanostructured Nickel-Iron Based Alloy // Materials Science Forum. 2011. V. 683. P. 127.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ 11Х11Н2В2МФ-Ш

Нагимов М.И., Мухтаров Ш.Х., Утяшев Ф.З.

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

В работе проведено исследование влияния термической обработки на структуру и механические свойства жаропрочной высоколегированной стали 11Х11Н2В2МФ-Ш (ЭИ962-Ш) в состоянии поставки и после квазиизотермической ротационной вытяжки (РВ) горячекатаного толстолистового материала. Процесс РВ проводили в диапазоне температур 900 – 1050°С. Исследовалось пять состояний материала: 1) исходное (состояние поставки лист толщиной 16 мм), 2) исходное после термической обработки (т/о) №1 (отжиг при Т=800°С), 3) после РВ без т/о, 4) после РВ и т/о №2 (нормализация при Т=1000°С, отпуск (низкий) при Т=565°С), 5) после РВ и т/о №3 (нормализация при Т=1000°С, отпуск (средний) при Т=665°С). Термическая обработка 4 и 5 состояний осуществлялась по рекомендуемым режимам согласно [1].

На всех этапах технологического процесса средний размер γ зерен существенно не отличается и колеблется в пределах 1,3 – 1,8 мкм. Результаты исследования показали, что после РВ без термической обработки и РВ после нормализации с последующим средним отпуском происходит выделение мелкодисперсных карбидных частиц по границам зерен, что приводит к снижению прочностных характеристик ($\sigma_в$=990 МПа, KCU=157 Дж/см^2) и ($\sigma_в$=980 МПа, KCU=157 Дж/см^2) соответственно. Механические свойства повышаются при РВ после нормализации с последующим низким отпуском ($\sigma_в$=1170 МПа, KCU=180 Дж/см^2), при котором объемная доля карбидных частиц значительно растворяется, упрочняя тем самым основную матрицу железа.

Показано, что РВ приводит к увеличению объемной доли большеугловых границ зерен (58 – 63%) и её тем больше, чем ниже температура отпуска. Механические свойства листового материала в исходном состоянии и листа после отжига, показывают идентичность значений ($\sigma_в$=800 МПа, KCU=176 Дж/см^2) и ($\sigma_в$=815 МПа, KCU=171 Дж/см^2) соответственно, что свидетельствует о его уже отожженном состоянии на момент поставки и присутствия в структуре значительной объемной доли карбидных частиц, как по границам зерен, так и внутри. Все полученные механические свойства превышают или соответствуют требованиям, предъявляемым в стали нормативно-технической документации [1].

Литература

1. ГОСТ 5949-75. Сталь сортовая и калиброванная коррозионностойкая, жаростойкая и жаропрочная. Технические условия. – Взамен ГОСТ 5949-61 и ГОСТ 10500-63, кроме теплоустойчивой стали; введ. 1977-01-01. – М.: Государственный стандарт Союза ССР. – 27 с.

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА СВОЙСТВА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Нартова Е.М. [1], Волкова Н.П. [1], Волков А.В. [1], Ледер М.О.[1]

[1] *ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда, Свердловская обл.*
sosnovsky@vsmpo.ru

Из высокопрочных титановых сплавов изготавливается большая номенклатура изделий, в том числе габаритные штамповки и поковки. Возможность применения метода изотермической штамповки в режиме сверхпластической формовки материала позволило бы увеличить технологичность, уменьшить припуски на механическую обработку и увеличить выход годного.

Псевдо бета сплавы обладают очень высокой прочностью до температуры 300-450°С, однако быстро теряют прочность при повышении температуры. Температура полиморфного превращения (Тпп) данных сплавов не превышает 850°С. СПД на этих сплавах наблюдается в двухфазной зоне, т.е. при температуре ниже 850°С, что позволяет снизить потери на окисление материала и оборудования, а также использовать менее дорогие материалы для изготовления оснастки.

В работе представлены результаты влияния исходного состояния материала сплавов VST55531, VST3553, Вт 16 на пластичность при деформации в режиме сверхпластичности.

Представлен анализ микроструктуры сплавов в исходном термообработанном состоянии, а также после сверхпластической деформации. Рассмотрено изменение структуры после деформации.

Микроструктура прутков из сплава VST55531 в исходном горячекатанном состоянии представлена деформированными вытянутыми зернами α-фазы и субзернами/зернами β-фазы (рис.1а). Одноступенчатая термообработка образцов с температуры Тпп-30°С приводит к растворению и частичной сфероидизации α-фазы, зеренная/субзеренная структура β-фазы по сравнению с горячекатаным состоянием существенно не изменяется (рис.1б), однако при этом существенно изменяются высокотемпературные деформационные свойства (рис.2) При последующем старении в структуре наблюдаются первичные зерна α-фазы, а по границе и в теле β-зерна обнаружена вторичная пластинчатая α-фаза (рис.1в), что также меняет с способность сплава к сверхпластической деформации.

Микроструктура прутков из сплава Вт 16 после термообработки (Тпп-30)°С,1час, охлаждение с печью до (Ткр-60)°С, 2 часа, воздух, представлена зернами α-фазы глобулярно-пластинчатой морфологии и субзернами β-фазы (рис.1г).

В работе показано, что на свойства сверхпластичности влияют как морфология первичной α-фазы, так и состояние β-фазы (рис.2).

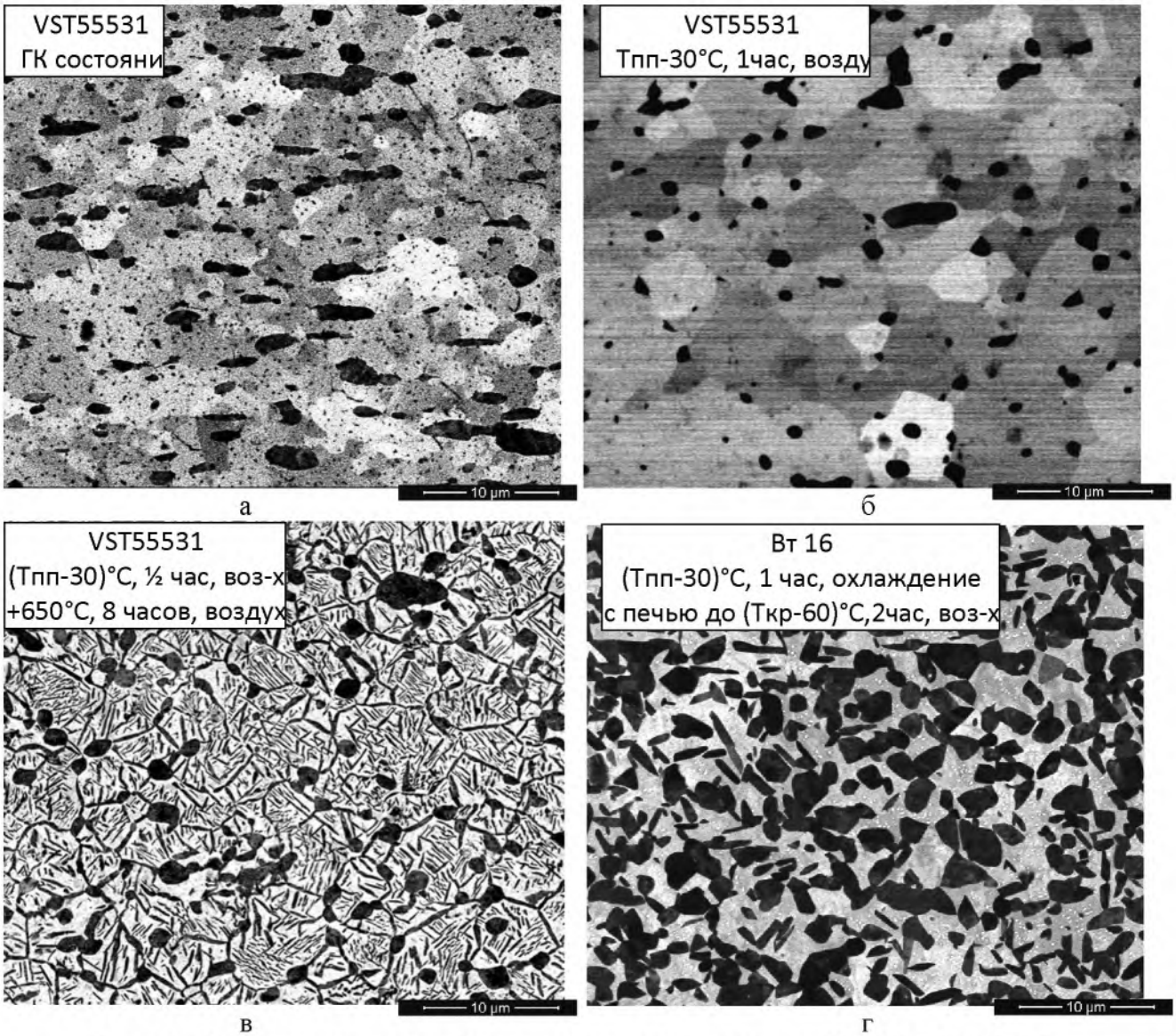


Рисунок 1. Микроструктура образцов от прутков из сплавов VST55531 и Вт 16.

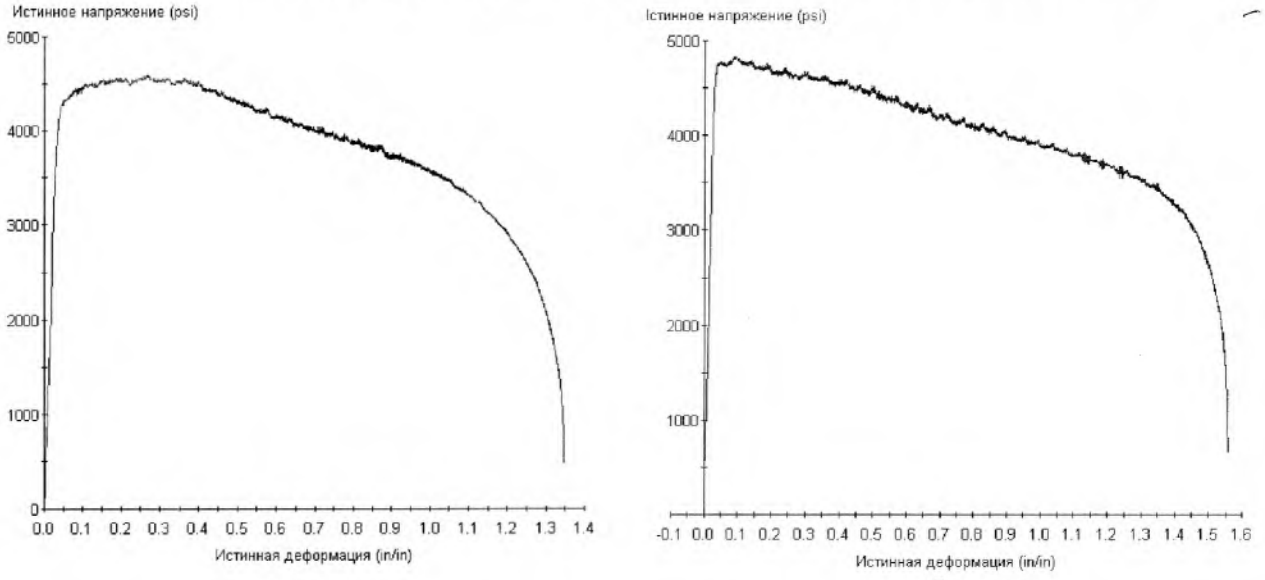


Рисунок 2. Диаграмма отношения истинной деформации к истинному напряжению образца из сплава VST55531 а) в горячекатаном состоянии, б) (Тпп-30)°С, 1 час, воздух

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В СИЛУМИНЕ ПРИ ОБРАБОТКЕ ЭЛЕТРОННЫМ ПУЧКОМ

Сарычев В.Д. [1], Невский С.А. [1], Высоцкая Е. А. [1], Иванов Ю.Ф. [2], Громов В.Е. [1]

[1]Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
[2]Институт сильноточной электроники, Томск

В качестве материала исследования использовался силумин марки АК10М2Н, который находит обширное применение в области двигателестроения при производстве поршней. Размеры образцов составляли размеры 20×20×10 мм^3. Модификация поверхности осуществлялась методом электронно-пучковой обработки. Плотность энергии пучка электронов составляла 35 Дж/см^2, длительность импульсов 150 мкс, количество импульсов 3, частота следования импульсов 0,3 с$^{-1}$. Структура поверхности обучения образцов изучалась с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Ее элементный состав определялся с помощью рентгеноспектрального анализа. Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) применялась для исследования структурно-фазовых состояний модифицированного силумина на различном расстоянии от поверхности облучения.

Анализ ПЭМ изображений поперечного сечения образцов показал, что электронно-пучковая обработка приводит к формированию градиентной структуры. На глубине от 0 до 100 мкм от поверхности облучения наблюдается структура столбчатой кристаллизации, причем столбцы расположены под углом к направлению движения пучка электронов. Причиной возникновения столбчатой кристаллизации является термо концентрационно-капиллярная неустойчивость, которая приводит к образованию вихрей и вытеснению частиц вторых фаз к границе. Столь большая толщина слоя столбчатой кристаллизации обусловлена тем, что кремний и другие легирующие элементы оказывают влияние на зависимость поверхностного натяжения жидкого алюминия путем внесения нелинейности. В результате возникает эффект «теплового сверла», суть которого заключается в формировании вихревой структуры, которая перемешивает расплав по всей глубине, и нисходящего потока жидкости, движущегося к центру ванны на стадии остывания. Это проявляется в увеличении толщины слоя столбчатой кристаллизации. Для подтверждения предложенного механизма была решена задача о распределении температуры с помощью энтальпийного подхода. Результаты расчетов показали, что глубина проплавления составляет 80 мкм, что совпадает с экспериментальными результатами. На расстояниях более 80 мкм, согласно результатам расчетов, материал находится при температуре ниже эвтектической. В этом слое преобладают процессы сфероидизации. Согласно, сфероидизация может происходить из-за несоответствия коэффициентов линейного расширения матрицы и включения. Это приводит к неизбежному возникновению механических напряжений между фазами. Включения кремния способны ассимилировать только ¼ теплового расширения (сжатия) передаваемого алюминиевой матрицей, через собственное тепловое расширение (сжатие). Остальная часть идет на деформацию матрицы и разрушение пластин кремния (вследствие их хрупкости). Возникновение трещин обусловлено неоднородностями поверхности включения. Образовавшиеся трещины будут являться капиллярами для атомов алюминия. Механические напряжения, создаваемые трещинами, будут аналогами капиллярных сил, перемещающие атомы матрицы в образовавшиеся промежутки между включениями. В обратном направлении идут потоки вакансий и атомов кремния.

Таким образом, механизмы образования наноструктур зависят от расстояния от поверхности облучения. На глубинах от 0 до 80 мкм преобладает термоконцентарционно-капиллярная неустойчивость, а при h > 80 мкм процессы сфероидизации включений второй фазы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

СИНТЕЗ ЗАКРЕПЛЕННЫХ НАНОЧАСТИЦ AU МЕТОДОМ ОСАЖДЕНИЯ В СРЕДЕ СВЕРХКРИТИЧЕСКОГО CO_2

Нестеров Н.С.[a], Шалыгин А.С.[a], Филиппов А.А.[a], Мартьянов О.Н.[a]

[a] *Институт катализа им. Г.К. Борескова, Пр. Академика Лаврентьева, 5, Новосибирск 630090, Россия*

nesterov@catalysis.ru

На сегодняшний день известно достаточно большое число реакций, катализируемых Au-содержащими системами: гидрирование нитросоединений, восстановительное аминирование альдегидов и нитроаренов, селективное окисление, изомеризация и другие, причем число таких реакций с каждым годом продолжает увеличиваться [1]. В большинстве реакций каталитической активностью обладают системы размеры частиц золота в которых составляет менее 10 нм.

Несмотря на большое количество работ по применению золото-содержащих катализаторов, следует отметить, что в настоящий момент не существует универсального метода синтеза, позволяющего получать дисперсные золотые наночастиц с контролируемой морфологией, закрепленные на различных оксидных носителях. Традиционные способы приготовления золотосодержащих катализаторов такие как соосаждение, нанесение-осаждением, пропитка, осаждением золей [2] позволяют получать каталитически активные системы с размерами частиц Au менее 10 нм, однако данные методы синтеза не являются универсальными при использовании оксидных носителей различной химической природы.

В настоящее время активно развиваются методы синтеза гетерогенных катализаторов с использованием сверхкритических сред. Один из перспективных методов синтеза нанокомпозитов, обладающих каталитической активностью, основанных на использовании сверхкритического состояния вещества является метод осаждении в среде сверхкритического антирастворителя (Supercritical AntiSolvent - SAS) [3]. Особенностью метода SAS является быстрая диффузия сверхкритического антирастворителя - CO_2, которая позволяет получать высокое пересыщение в системе раствор-CO_2 и тем самым проводить совместное осаждение различных растворенных компонентов с высокой степенью однородности их смешения и получать равномерно смешанные композиты.

В работе [4] мы предложили модификацию метода SAS для синтеза катализаторов, в которой осаждению в среде сверхкритического CO_2 подвергаются частички стабильного оксидного золя совместно с предшественниками активной фазы Ni, данная модификация позволила уменьшить размеры частиц активной фазы катализаторов и более чем в три раза увеличить площадь удельной поверхности.

В данной работе мы предлагаем новый метод получения Au-содержащих катализаторов. Данный метод основан на осаждении смеси золей наночастиц золота и золей гидроксидов различных металлов методом осаждении в среде сверхкритического антирастворителя - SAS. Использование данного метода синтеза позволяет стабилизировать мелкие частицы Au с размерами менее 2 нм в матрице гидроксида (см. рис. 1).

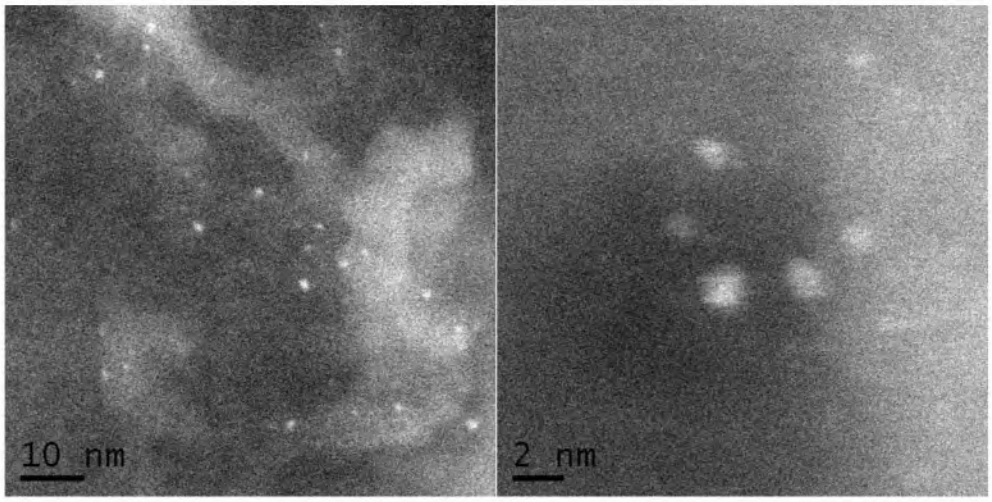


Рисунок 1. Данные темнопольной микроскопии Au-содержащего порошка образца, полученного осаждением смеси Al-содержащего золя и кластеров Au методом SAS.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00659.

Литература

[1] M. Stratakis, H. Garcia, Catalysis by supported gold nanoparticles: beyond aerobic oxidative processes. TL - 112, Chem. Rev. 112 VN- (2012) 4469–4506. doi:10.1021/cr3000785.

[2] S.J. Freakley, Q. He, C.J. Kiely, G.J. Hutchings, Gold Catalysis: A Reflection on Where We are Now, Catal. Letters. 145 (2015) 71–79. doi:10.1007/s10562-014-1432-0.

[3] N.S. Nesterov, V.P. Pakharukova, O.N. Martyanov, Water as a cosolvent – Effective tool to avoid phase separation in bimetallic Ni-Cu catalysts obtained via supercritical antisolvent approach, J. Supercrit. Fluids. 130 (2017) 133–139. doi:10.1016/j.supflu.2017.08.002.

[4] N.S. Nesterov, V.P. Paharukova, V.A. Yakovlev, O.N. Martyanov, The facile synthesis of Ni-Cu catalysts stabilized in SiO2 framework via a supercritical antisolvent approach, J. Supercrit. Fluids. 112 (2016) 119–127. doi:10.1016/j.supflu.2016.03.003.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКАЛИНА, ПОЛУЧЕННОГО СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Петрова А.Н., Бродова И.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук
620108 Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18
petrovanastya@yahoo.com

Разработанный в НИТУ «МИСиС» сплав системы Al-Zn-Mg-Fe-Ni, получивший название «Никалин», предлагается в качестве замены термически упрочняемым высокопрочным сплавам типа В95 (А7075). Преимуществами никалина являются улучшенные литейные свойства, возможность применения аргонодуговой сварки, наличие железа в качестве легирующего элемента, а не вредной примеси.

На данный момент исследованы структуры никалина и механические свойства в литом состоянии, определены оптимальные режимы гомогенизации слитков, разработана технология деформационно-термической обработки никалина для получения тонколистового проката. Однако, до сих пор, исследование влияния больших пластических деформаций не проводилось.

В данной работе экспериментально исследованы структурные превращения в никалине, происходящие под действием квазистатической сдвиговой деформации в наковальнях Бриджмена. Определена степень измельчения структурных составляющих, включая эвтектическую фазу Al_9FeNi, в зависимости от величины накопленной деформации. Выявлены закономерности протекания циклических фазовых превращений при мегапластической деформации многокомпонентного сплава, таких, как деформационное растворение алюминидов и выделение вторичных фаз в процессе распада пересыщенного Al твёрдого раствора. Определено влияние масштаба формируемой субмикрокристаллической и нанокристаллической структуры и эволюции фазового состава на микротвердость и механические свойства никалина при статическом растяжении. Показано, что при числе оборотов наковальни n=5, 10 микротвёрдость возрастает относительно исходного литого состояния в 2 раза и составляет 2900-3000 МПа, а затем при n=15 понижается до 2560 МПа. Подобный немонотонный ход изменения микротвёрдости с ростом величины деформации был подтверждён измерениями механических свойств. Показано, что наилучшее сочетание прочности и пластичности ($\sigma_в$=507 МПа, δ=6.9%) наблюдается в образце после n=10.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура», № АААА-А18-118020190116-6) и проекта РФФИ №180300102.

ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ПОРОШКА СИСТЕМЫ Ti-B

Погорелова С.О. [1], Насырбаев А.Р. [1]

[1]*Национальный Исследовательский Томский Политехнический университет, Томск*
sop2@tpu.ru

Диборид титана является перспективным материалом для создания на его основе функциональной керамики, так как обладает многими превосходными свойствами, среди которых низкая плотность, высокая твердость, высокая температура плавления, хорошая теплопроводность [1]. Эти уникальные свойства привлекают все большее внимание во многих применениях, таких как режущие инструменты, коррозионностойкие детали, бронированные материалы, тигли для плавления металла [2].

В данной работе предлагается использовать метод искрового плазменного спекания (SPS) в качестве способа получения керамических материалов на основе порошка, полученного плазмодинамическим методом с помощью коаксиального магнитоплазменного ускорителя (КМПУ) с титановым ускорительным каналом. Возможность получения порошка диборида титана данным методом, а также конструкция КМПУ и принцип ее работы уже были показаны в предыдущих работах [3]. При SPS происходит нагрев вещества путем пропускания импульсов электрического тока и за счет этого данный способ обладает такими преимуществами, как быстрое время процесса, низкие затраты энергии, отсутствие вредного воздействия на окружающую среду [4], что позволяет сохранять уникальную исходную структуру нанодисперсного продукта в объемном плотном виде.

Полученная керамика была исследована методом сканирующей электронной микроскопии (SEM). По SEM-снимкам можно сказать, что керамический образец имеет микроструктуру. Размеры зерен варьируются от долей мкм до 2 мкм. Исходный порошок для данного керамического образца имел средний размер частиц 56,1 нм и выход фазы TiB_2 – 93,2%. Твердость полученной керамики составила 30,3 ГПа и плотность 98,4% от теоретической.

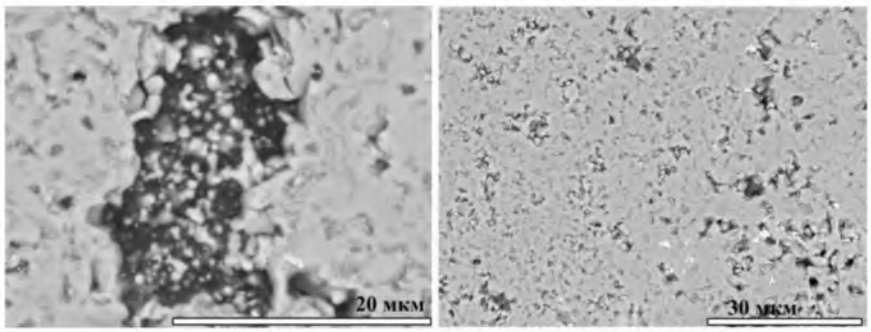


Рис. 1. SEM-снимки керамического образца

Литература

1. Mahaseni Z. H. et al. Microstructural investigation of spark plasma sintered TiB_2 ceramics with Si_3N_4 addition // Ceramics International. 2018.
2. Ahmadi Z. et al. Densification improvement of spark plasma sintered TiB_2-based composites with micron-, submicron-and nano-sized SiC particulates // Ceramics International. 2018. Т. 44. №. 10. С. 11431-11437.
3. Nikitin D. et al. Plasmadynamic synthesis of Ti-B nanopowders // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing. 2017. Т. 830. №. 1. С. 012121.
4. Nozari A., Ataie A., Heshmati-Manesh S. Synthesis and characterization of nano-structured TiB_2 processed by milling assisted SHS route // Materials Characterization. 2012. Т. 73. С. 96-103.

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ Ti-B

Погорелова С.О. [1], Насырбаев А.Р. [1]

[1]*Национальный Исследовательский Томский Политехнический университет, Томск*
sop2@tpu.ru

Потребность в сверхтвердых материалах в современной промышленности с каждым годом возрастает. Диборид титана TiB_2 обладает сочетанием уникальных свойств, которые делают его привлекательным для различных применений, среди которых абразивные и лезвийные инструменты, электроды для плавления алюминия, износостойкие покрытия, применения в медицине и двигателестроении [1,2].

Метод синтеза, предлагаемый в работе, основан на использовании импульсного сильноточного коаксиального магнитоплазменного ускорителя (КМПУ) эрозийного типа. Основные преимущества этого метода заключаются в том, что он является прямым, отсутствуют вредные выбросы, не требуется дополнительная подготовка исходного материала, процесс осуществляется с высокой скоростью (до 1 мс) и при нормальных давлениях и температурах. При использовании данного метода была проведена серия экспериментов для получения ультрадисперсных порошкообразных материалов системы Ti-B. Для определения влияния различных факторов на продукт плазмодинамического синтеза были проведены следующие эксперименты: 1) изменение метода инициирования дугового разряда (серия I): a) с использованием титановых проводников; b) с использованием углеволокон; c) с использованием графитового аэрозоля (графитизация);

2) изменение состава газообразной атмосферы камеры-реактора, куда происходило истечение плазменного потока (серия II): аргон Ar и азот N_2;

3) изменение энергии, выделяемой в ходе эксперимента (серия III): 16,9 кДж и 33,9 кДж;

4) изменение соотношения прекурсоров Ti:B (серия IV): (26,7:73,3; 45,5:54,5; 61,1:38,9; 86,4:13,6).

В ходе экспериментов предполагалось, что изменения повлияют на фазовый состав продукта синтеза, изменив время и характер перехода бора в плазменное состояние.

При изменении метода инициирования дугового разряда изменялось время предыонизации прекурсоров – порошка бора. Чем дольше длилась предыонизация (эксперимент с графитизацией), тем в большей степени исходный бор вводился в зону химической реакции и в дальнейшем реагировал с эродируемым с электрода-ствола титаном. При атмосфере N_2 помимо боридов титана образовывался TiN, который является нежелательным побочным продуктом синтеза. При большей энергии образовывалось большее количество TiB_2, что объясняется влиянием подведенной энергии на скорость плазменной струи, которая определяет уровень pT-параметров в головном скачке уплотнения плазменной струи, величина которых и определяет фазовый состав. На диаграмме состояния диборида титана процент бора для получения диборида титана составляет 67%, поэтому самым лучшим получился эксперимент с Ti: B 26,7: 73,3 с размером частиц 56,1 нм.

Результаты показали, что наилучшим способом инициирования дугового разряда является графитизация с использованием аргона в качестве газа камеры-реактора с массовым соотношением прекурсоров Ti: B 26,7: 73,3 и выделившейся энергией W = 33,9 кДж. Выход TiB_2 составил 93,2% со средним размером частиц 56,1 нм.

Литература

1. Meng X. et al. Quantitative Analysis of TiB_2 Particles and Properties of Cu-TiB_2 Composite Prepared by in Situ Reaction // Rare Metal Materials and Engineering. 2017. Т. 46. №. 11. С. 3260-3266.
2. Torres A., Luis C. J., Puertas I. Spacing roughness parameters analysis on the EDM of TiB_2 // Procedia Manufacturing. 2017. Т. 13. С. 579-584.

УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЙ ПОРОШОК ТИТАНАТА БАРИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕССВИНЦОВЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПЬЕЗОМАТЕРИАЛОВ

Пономарев С.Г. [1], Холодкова А.А. [1,2], Ивакин Ю.Д.[2], Рыбальченко В.В.[1]

[1]ФГБОУ ВО "Московский политехнический университет", Москва.
[2]Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва
s.ponomarev@mami.ru

Пьезокерамические материалы на основе цирконата-титаната свинца являются наиболее востребованными. Однако в силу экологических ограничений [1], существует потребность в разработке пьезокерамических материалов, не содержащих свинец. Чаще всего исследователи рассматривают материалы семейства перовскитов, например, титанат бария [2]. Основным способом получения этого материала является твердофазный синтез при температуре 800-1400°С [3]. В качестве альтернативы предлагается использовать для этой цели метод синтеза в среде сверхкритического водного флюида [4]. Благодаря особым физико-химическим свойствам воды в сверхкритическом состоянии удается существенно понизить температуру взаимодействия исходных веществ (до 400°С), а также получить продукт с более высокой фазовой чистотой и однородной морфологией по сравнению с твердофазным синтезом. Полученный в сверхкритическом флюиде порошок $BaTiO_3$ состоит из субмикронных кристаллов округлой формы, находящихся в сегнетоэлектрической тетрагональной модификации. Изготовленная методом полусухого прессования (150 МПа) с последующим обжигом (1300°С, 1 ч.) керамика на основе синтезированного новым способом порошка обладает более однородной микроструктурой по сравнению с керамикой на основе продукта твердофазного синтеза. Керамика, изготовленная из порошка, синтезированного в среде СКВФ, имеет более высокую диэлектрическую проницаемость (2400-2600) и низкий тангенс диэлектрических потерь ($\sim 10^{-2}$), а также показывает большую частотную стабильность этих характеристик по сравнению с керамикой из порошка, полученного по традиционной твердофазной технологии. Метод синтеза $BaTiO_3$ в среде СКВФ является перспективным способом получения сырья для микроэлектронной промышленности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» по соглашению № 14.577.21.0221 от 29 сентября 2016 г. на тему «Разработка технологии получения текстурированной пьезокерамики для изготовления компонентов устройств контроля и позиционирования на основе перовскитоподобных оксидных сегнетоэлеткриков» (уникальный идентификатор ПНИЭРRFMEFI57716X0221) на оборудовании Центра коллективного пользования Московского Политеха.

Литература

1. Directive 2002/95/EC of the european parliament and of the council of 27 January 2003 //Official Journal of the European Union. 2003. V.37. P.19.
2. Wang T.B., Wang L.E., Lu Y.K., Zhou D.P. Design and development of high-performance lead-free piezoelectric ceramics. // J. Chin. Ceram. Soc. 2015. V. 14. P.14-30.
3. Vijatovic M.M., Bobic J.D., Stojanovic B.D. History and challenges of barium titanate: Part I. // Sci. Sinter. 2008. V.40. P. 155–65.
4. Kholodkova A.A., Danchevskaya M.N., Ivakin Yu.D., Muravieva G.P., Tyablikov A.S. Crystalline barium titanate synthesized in sub- and supercritical water. // J. Supercrit. Fluids. 2016. V. 117. P. 194–20.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шляхова Г.В. [1,2], Зуев Л.Б. [1,3], Попова Е.А. [1]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*
[2]*Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ, г. Северск*
[3]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск*
popova@ispms.tsc.ru

В процессе эксплуатации оборудования и изделий машиностроения установлено, что разрушение большого числа объектов происходит при нагрузках ниже предела текучести. В результате многократного воздействия циклических нагрузок на материал происходит изменение его структуры и появляются микроскопические нарушения сплошности, которые впоследствии могут увеличиться в размерах и перерасти в очаг зарождения и развития трещины. Этому способствует многократное чередование областей с изменяющимися напряжениями. Циклические нагрузки воздействуют на большинство эксплуатирующихся изделий: мостовые конструкции, авто- и железнодорожный транспорт, металлообрабатывающие станки и инструмент, прессы, летательные аппараты, подъемные механизмы, трубопроводы и т.д. [1-3]. Целью работы является изучение изменения структуры и повреждаемости поверхности конструкционной стали 45, которая широко используется в машиностроении и металлургии, в процессе различных видов циклического нагружения и масштабного эффекта.

Образцы для исследований имели форму двойной лопатки с размером рабочей части 50•10 мм, толщиной ~ 4 мм. Для металлографических исследований, образцы травили 4 % спиртовым раствором азотной кислоты. Подготовленные образцы подвергались усталостным испытаниям на сервогидравлической усталостной машине Biss UTM 150, при количестве циклов (N) $1x10^3$, $5x10^3$, $20x10^3$, $90x10^3$. Максимальная сила нагружения составила 150 кН, максимальное перемещение – 150 мм, количество циклов (N): $1x10^3$, $5x10^3$, $20x10^3$, $90x10^3$. Исследования микроструктуры поверхности деформированных и недеформированных образцов проводили с использованием оптического микроскопа Neophot-21 (ОМ) и атомно-силового микроскопа (АСМ) (Solver PH47-PRO изготовленный ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия). Анализ результатов циклического нагружения стали 45 показал, что при $N = 5x10^3$ и до $N = 20x10^3$ происходит повышение твердости, а затем ее снижение до исходных значений Выявлены характерные особенности деформации пластинчатого перлита. Установлено, что локализация процесса пластического течения происходит в узких микрообъемах. Начинается в наиболее ослабленных местах субколоний, а затем, когда в субколонии образовалось много дефектных мест, в том числе и разрушенных цементитных пластин происходит разрушение перлита.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2017-2020 гг. и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751-а.

Литература:

1. Jandt K.D. Atomic force microscopy of biomaterials and interfaces // Surface Sci. –2001. V.491. – P.303–332.
2. Antoranz Contera S., T. Yoshinobu, H. Iwasaki, Z. Bastl, P. Lostak. Formation of nano-piramids of layered materials with AFM Ultramicroscopy. 2000. V. 82, pp.165 – 170
3. Olga Sizova, Galina Shlyakhova, Alexander Kolubaev, Evgeny Kolubaev, Sergey Psakhie, Gennadii Rudenskii, Alexander Chernyavsky, Vitalii Lopota Microstructure Features of Aluminum Alloys Welded Joint Obtained by Friction Stir Welding Advanced Materials Research. Vol. 872, 2014, pp. 174-179.

ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ОКСИГИДРАТОВ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ ГИДРОЛИЗА ИПА

Посельская Ю.В. [1], Викторов В.В. [1], Белая Е.А. [2]

[1] *Южно-Уральский государственный гуманитарно-педагогический университет, г. Челябинск*

[2] *Челябинский государственный университет, г. Челябинск*

p.yu.v78@bk.ru

Оксигидраты алюминия являются широко востребованным сырьем, в том числе для получения оптических кристаллов, изготовления специальных видов стоматологических цементов и керамики, производства катализаторов, лекарств и косметических средств.

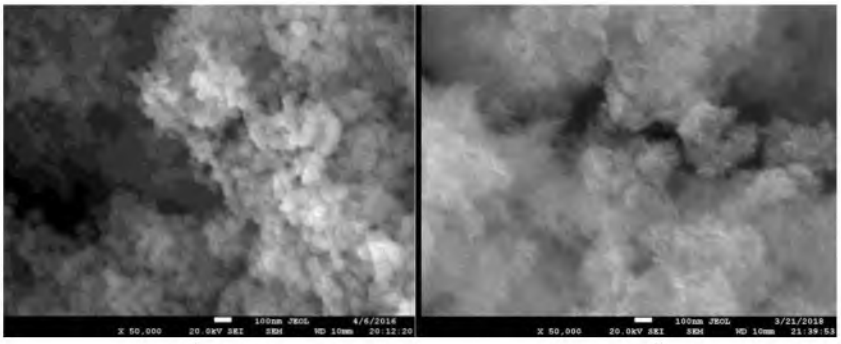
Для синтеза нанопорошков оксигидратов алюминия применяют как гидролиз его чистых солей щелочами или аммиаком, так и гидролиз алкоголятов водой с последующей термообработкой образовавшегося гидроксида алюминия. Использование гидролиза изопропилата алюминия (ИПА) является наиболее перспективным, так как позволяет полностью исключить загрязнение продукта анионами кислот, а очистка ИПА от следовых количеств примесей проводится дистилляцией в вакууме. Методы, основанные на гидролизе ИПА, позволяют получать продукты, отличающиеся малым размером зерен, высокой площадью поверхности, пористой структурой и термической стабильностью, что особенно важно для их практического применения.

В эксперименте использовали ИПА марки ОСЧ, изопропанол и ацетилацетон квалификации ХЧ, а также дистиллированную воду. Введение ацетилацетона повышает гидролитическую стойкость ИПА за счет образования промежуточного комплексного соединения, что позволяет повлиять на морфологию и дисперсный состав получаемого материала.

Осадки синтезировали при постоянном количестве ИПА и изопропилового спирта и переменных концентрациях ацетилацетона и воды. В ходе эксперимента определили соотношения компонентов, при которых сформировались, по данным электронно-микроскопического анализа, однородные по характеру и размеру зерен осадки оксигидратов алюминия.

Для сравнения морфологии осадков, полученных при разных условиях гидролиза ИПА, провели также синтез в водно-спиртовом растворе без ацетилацетона и в присутствии неионогенного поверхностно-активного вещества ОП-10.

Изображения образцов, исследованных при помощи сканирующего электронного микроскопа Jeol JSM-7001F, представлены на рисунке 1.



а) *б)*

Рис. 1. Изображения образцов, полученных гидролизом ИПА:
а) в водно-спиртовом растворе без ацетилацетона;
б) в присутствии неионогенного поверхностно-активного вещества ОП-10.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕРМОЭЛЕКТРИКОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Простомолотов А.И.[1], Верезуб Н.А.[1], Бублик В.Т.[2], Богомолов Д.И.[2], Табачкова Н.Ю.[2], Освенский В.Б.[3]

[1]Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН «ИПМех РАН», Москва
[2]НИТУ «МИСиС», Москва
[3]ОАО «ГИРЕДМЕТ», Москва
aprosto@inbox.ru

Данная работа представляет собой комплексное экспериментально-теоретическое исследование процесса экструзии методом равноканального углового прессования (РКУП) при получении халькогенидов на основе теллурида висмута, которые представляют интерес для создания новых функциональных термоэлектриков (ТЭ). Применяемая схема для получения ТЭ материалов на основе твердых растворов халькогенидов была разработана в НИТУ МИСиС [1] и показана на Рис. 1.

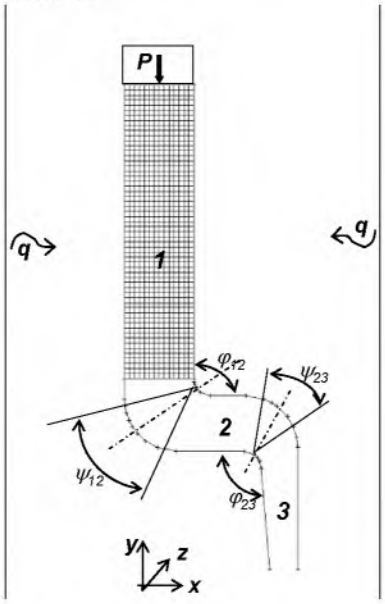


Рис. 1. Пресс-форма РКУП процесса: *P* – пуансон; начальная расчетная сетка для образца в канале *1*, каналы *2* и *3* с углами скругления $\varphi_{12} = \varphi_{23}$, $\psi_{12} = \psi_{23}$; *q* – тепловые потоки от нагревателя.

В плоскости чертежа (*x*,*y*) показано расположение 3-х каналов с углами скругления между ними $\varphi_{12} = \varphi_{23}$ и $\psi_{12} = \psi_{23}$. Размеры 1-го канала: 2 см по *x* и 8.5 см по *y* направлениям; 2-го канала: 1.6 см по *x* и 1 см по *y*; 3-го канала: 1 см по *x* и 3 см по *y*. В перпендикулярном к плоскости чертежа направлении *z* толщина каналов и исходной заготовки составляет 2 см.

Суть процесса состоит в продавливании предварительно спрессованной из исходных порошков заготовки через пресс-форму в виде трех взаимно перпендикулярных каналов, которая находится в камере, нагреваемой до заданной температуры. Для выявления путей управления структурой, составом и дефектами экструдируемого ТЭ материала были проведены процессы с различным процентным составом компонентов и размером частиц

исходного порошка, оптимизирована пресс-форма, а также проведены экспериментальные процессы в различных температурных режимах.

Полученные образцы были исследованы с помощью методов рентгеновской дифрактометрии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии; термоэлектрические характеристики полученных материалов измерены методом Хармана [2]. Исследования микроструктуры показали, что зерна фрагментированы, а фрагменты зерен разделены дислокационными сетками. Отмечено, что при увеличении размеров частиц исходного порошка уменьшается плотность дислокаций в объеме материала.

Расчеты термопластического состояния материала в РКУП процессе проводились с использованием лагранжевой (движущейся) сетки конечных элементов, которая в ходе процесса адаптивно подстраивалась под геометрию пресс-формы и измельчалась или укрупнялась в зависимости от величины пластической деформации для удовлетворения заданной точности расчета и сходимости итерационного процесса. Подробно методический подход к расчету размеров зерен представлен в [3]. Количественные данные об изменении пластической деформации в течение процесса послужили основой для расчета распределения и размеров формирующихся зерен в экструдируемом образце. Полученные расчетные данные о размерах зерен были подтверждены проведенными ПЭМ измерениями. Уменьшение размеров зерен при увеличении температуры РКУП процесса с удовлетворительной точностью согласуется с данными измерений (Рис. 2).

Работа выполнена в рамках Госзадания: АААА-А17-117021310373-3 при частичной поддержке грантов РФФИ: 18-02-00036, 17-08-00078, 16-29-11785.

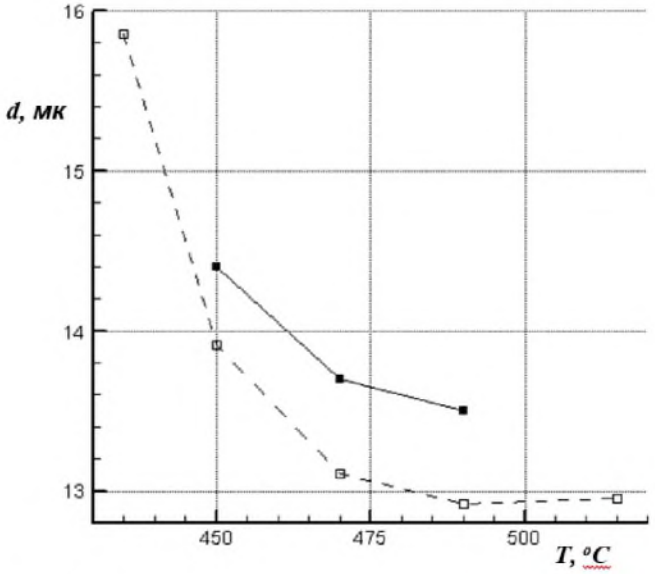


Рис. 2. Зависимость максимального размера зерна *d* от температуры *T* в процессе РКУП (пунктир – измерения, сплошная линия – расчеты).

Литература

1. Богомолов Д.И. Структура и свойства низкотемпературных термоэлектрических материалов, полученных интенсивной пластической деформацией // Автореферат на соиск. к.т.н. М.: НИТУ МИСиС. 2013. 23 с.
2. Bogomolov D.I., Bublik V.T., Tabachkova N.Yu., Tarasova I.V. Properties and formation of the structure of $Bi_2Se_{0.3}Te_{2.7}$ solid solutions produced by equal-channel angular pressing // J. of Electronic Materials. 2016. V. 45, No 1. P. 403–410.
3. Простомолотов А.И., Верезуб Н.А. Динамическое моделирование пластического формования термоэлектрического материала методом горячей экструзии // Вестник Тамбовского ГУ им. Г.Р. Державина. Серия: Физика. 2016. Т. 21, № 3. С. 818–821.

ИЗОМЕРИЗАЦИЯ ГРАФАНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ: КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Прудковский В.С. [1,2], **Гришаков К.С.** [2,3], **Катин К.П.** [2,3], **Маслов М.М.** [2,3]

[1]*University of Crete, 71003, Heraklion, Crete, Greece*
[2]*Научно-исследовательский институт Проблем развития научно-образовательного потенциала молодёжи, Москва*
[3]*Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва*
vladimir.prudkovskiy@gmail.com

В графене каждый атом углерода связан только с тремя другими атомами, что позволяет ему образовывать химическую связь с различными радикалами. Осаждая на графен различные функциональные группы, можно получить семейство двумерных материалов, свойства которых легко настраивать, варьируя состав и концентрации адсорбатов. Самым известным представителем этого семейства является полностью наводороженный графен – графан, впервые синтезированный в 2009 году [1].

Известно, что механическое растяжение графена сильно влияет на его адсорбционную способность и на эффективное взаимодействие адсорбированных радикалов [2-3]. Это связано с тем, что адсорбция каждого радикала приводит к короблению графенового листа вблизи места адсорбции. Таким образом, есть основание предполагать, что при достаточно сильном растяжении графана обычное «шахматное» упорядочение адсорбированных водородов окажется менее выгодным энергетически, чем какое-нибудь другое их расположение. Чтобы проверить эту гипотезу, мы сравнили энергии разных полиморфных разновидностей графана, отличающихся друг от друга взаимных расположением водородов [4] и находящихся под действием механического натяжения. Расчеты проводились в рамках теории функционала плотности с использованием программного пакета SIESTA. Бесконечный графановый лист представлялся периодической ячейкой $C_{32}H_{32}$, помещенной в периодические граничные условия.

Результаты моделирования подтвердили, что при растяжении на ~10% «обычный» полиморф графана, соответствующий «шахматному» упорядочению водородов, уже не обладает наименьшей энергией по сравнению с другими полиморфными модификациями. Это позволяет предположить, что осаждение водорода на растянутый графен может привести к формированию новых, ранее не синтезированных полиморфов. Мы планируем проверить это предсказание экспериментально, поместив растянутый на пластичной подложке графен в водородную плазму.

Работа поддержана РФФИ, проект № 16 32-60081 mol_a_dk.

Литература

1 Elias D.C., Nair R.R., Mohiuddin T.M.G., Morozov S.V., Blake P., Halsall M.P., Ferrari A.C., Boukhvalov D.W., Katsnelson M.I., Geim A.K., Novoselov K.S. Control of graphene's properties by reversible hydrogenation: evidence for graphane // Science. 2009. Vol. 323. P. 610-613.

2 Boukhvalov D.W., Son Y.-W. Covalent functionalization of strained graphene // ChemPhysChem. 2012. Vol. 13. P. 1463-1469.

3 Katin K.P., Prudkovskiy V.S., Maslov M.M. Chemisorption of hydrogen atoms and hydroxyl groups on stretched graphene: A coupled QM/QM study // Physics Letters A. 2017. Vol. 381. P. 2686-2690.

4 Belenkova T.E., Chernov V.M., Belenkov E.A. Structural variations of graphane // Radioelectronics. Nanosystems. Information Technologies. 2016. Vol. 8. P. 49-54.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПОР ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ЕГО ВЛИЯНИЯ НА ДИФФУЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Пупынин А.С. [1], Перевезенцев В.Н. [1,2], Огородников А.Е. [2]

[1]*Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород*
[2]*Нижегородский государственный университет, Нижний Новгород*
pupynin.as@gmail.com

Работа посвящена теоретическому исследованию влияния на неравновесное состояние и диффузионные свойства границ зерен процесса растворения зернограничных нанопор при низкотемпературном отжиге субмикрокристаллических (СМК) материалов. Анализ базируется на представлениях о том, что зернограничная диффузия атомов в межкристаллитных границах с неупорядоченной атомной структурой осуществляется путем образования и движения метастабильных вакансий, возникающих при термических флуктуациях плотности материала границы, и последующих перескоков зернограничных атомов в вакансии [1]. Согласно [1], коэффициент зернограничной диффузии D_b экспоненциально зависит от относительного неравновесного свободного объема границы зерна f. Многочисленные экспериментальные исследования свидетельствуют о том, что в СМК материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), на границах и в тройных стыках зерен наблюдаются поры. В процессе предварительного низкотемпературного отжига растворение зернограничных пор, сопровождающееся стоком вакансий в границы зерен, приводит к увеличению величины их относительного неравновесного свободного объема f и, следовательно, увеличению коэффициента зернограничной диффузии, а испускание неравновесных вакансий из границы в объем зерен – к их уменьшению. Показано, что при определенных условиях степень неравновесности границ в процессе отжига может нарастать и выходить на квазистационарный режим, когда сток вакансий в объем зёрен уравновешивается процессом инжекции вакансий из пор в границы зерен. Такое состояние границ может поддерживаться достаточно длительное время до тех пор, пока поры продолжают растворяться. Таким образом, возникает, на первый взгляд, парадоксальная ситуация, когда при определенных временах отжига он приводит не к релаксации неравновесного состояния межзеренных границ, а к его увеличению. В работе [2] было предположено, что этот эффект может быть причиной наблюдаемого экспериментально ускорения ползучести СМК материалов, контролируемой проскальзыванием по границам зерен [3].

В рамках этих представлений проанализировано изменение неравновесного состояния и диффузионных свойств границ зерен в процессе низкотемпературного отжига СМК алюминия. При построении модели учитывалось влияние на кинетику растворения пор внутренних напряжений от мезодефектов, накопившихся в процессе ИПД на границах и в стыках зерен.

Проведенные численные расчеты показали, что при достаточно большой исходной концентрации зернограничных пор процесс релаксации упругих напряжений от мезодефектов, расположенных на границах и в стыках зерен, может протекать намного быстрее, чем процесс растворения пор. В этом случае наблюдается продолжительная стадия отжига, в течение которой поры находятся в квазиравновесии с неравновесной границей зерна. При этом коэффициент зернограничной диффузии остается примерно постоянным, а его величина может существенно превышать величину коэффициента диффузии по равновесной границе (рис. 1). При достаточно больших значениях исходной величины относительного неравновесного свободного объема границ f_0 наблюдается непродолжительная стадия роста пор на начальном этапе низкотемпературного отжига и увеличение полного времени растворения пор.

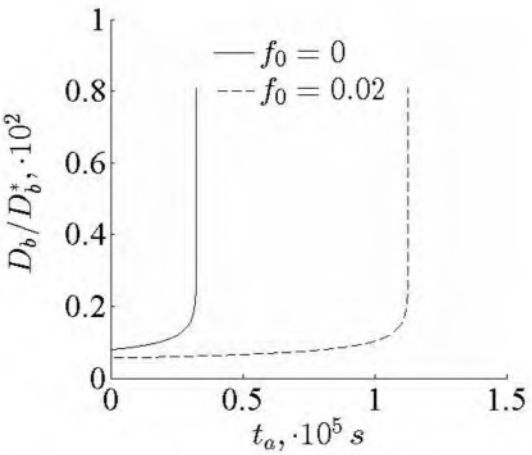


Рис. 1. Зависимость коэффициента зернограничной диффузии D_b от времени отжига t_a при различных начальных значениях относительного неравновесного свободного объема границ зерен f_0. D_b^* - коэффициент зернограничной диффузии по равновесной границе. Размер зерна $d = 400\ nm$, температура отжига $T = 0.4T_m$, объемная доля пор $f_v = 10^{-3}$.

Литература

1. Перевезенцев В. Н. // Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 93. № 3. С. 15.
2. Grabovetskaya G.P. et al. // Annales de Chimie Science des Matériaux. 2002. 27 (3). P.89.
3. Перевезенцев В.Н. и др. // Журнал техничекой физики. 2015. т. 85. вып. 8. С. 63.

КОМПЬЮТЕРНОЕ ИСПЫТАНИЕ ГРАФЕН-СИЛИЦЕНОВЫХ ПЛЕНОК НА ПРИГОДНОСТЬ ДЛЯ АНОДНОГО МАТЕРИАЛА ЛИТИЙ-ИОННОЙ БАТАРЕИ

Галашев А.Е., Рахманова О. Р., Иваничкина К. А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт высокотемпературной электрохимии Уральского отделения
Российской академии наук, Екатеринбург
rakhmanova@ihte.uran..ru

Область применения силицена с сотовой структурой обширна. Силицен применим для изготовления сверхчувствительных химических датчиков, биологических маркеров, для улучшения солнечныхи топливных элементов, а также для хранения водорода. Представляется интересным использовать усиленный графеном силицен в электрохимических источниках тока. Дефекты, распространенные в реальном силицене (моно- и поливакансии), влияют на работоспособность силицен-графенового анода. Прежде всего, это касается транспортных свойств ионов лития. Цель этой работы – изучить миграционную способность ионов лития, заключенных между фрагментами двухслойного дефектного силицена, покрытого снаружи графеновыми листами. Сохранение емкости электрода может быть достигнуто за счет использования очень тонких пленок кремния, в том числе, силицена. Однако использование дефектного силицена как материала анода ухудшает кинетику циклирования и снижает эффективность устройства. Высокоскоростная транспортировка ионов лития в аноде является важным фактором для достижения быстрой интеркаляции Li^+ и значительной емкости электродов. Использование сильно дефектного силицена, поддерживаемого графеном, возможно при закреплении его краев. Механические свойства и стабильность такой конструкции при прохождении через канал иона лития изучались молекулярно-динамическим методом с наложением постоянного электрического поля. Дефектами служили моно-, ди-, три- и гексавакансии. Листы графена, контактирующие с силиценом, приобретали выпуклую, отклоняющуюся наружу форму. В ходе расчета моно- и дивакансии в силицене не сохраняли размер, но в основном уменьшались и формировали одну более крупную полость. Управление движением ионов с использованием электрического поля становится возможным только при использовании совершенного силицена, и только отчасти силицена с моно- и дивакансиями. Проникновение иона через большие дефекты делает его движение в канале неконтролируемым. Когда ион движется в канале, самые сильные пики напряжения появляются в силицене, содержащем моновакансии. В настоящей модели совершенный силицен, интеркалированный ионом лития, склонен накапливать более сильные напряжения, чем силицен, содержащий дефекты.

В ходе расчетов показано, что даже при наличии большого количества моно- и дивакансий в силицене можно контролировать процессы зарядки/разрядки электродов. Однако увеличение размера дефекта, т.е. замещение моно- и дивакансий на три- и гексавакансии делает циклирование неуправляемым. Предложенная структура силиценового анода с графеновой обкладкой позволяет поддерживать функциональность электрода в присутствии большого количества мелких дефектов в силицене. Полученные результаты могут найти применение при проектировании Si-анода литий-ионных батарей с высокой емкостью и быстрой зарядкой.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-13-00061).

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ГРАФЕНОВЫХ ФРАГМЕНТОВ В АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕ

Галашев А.Е., Рахманова О. Р., Елшина Л. А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт высокотемпературной электрохимии
Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург
rakhmanova@ihte.uran..ru

В ходе электрохимического получения высокоуглеродного нанокомпозита Al-C углеродные образования, формирующиеся в электролите при распаде карбидов металлов, достигают расплавленного алюминия, который не смешивается с жидкой щелочно-галлоидной средой. Поведение застывшего нанокомпозита Al-C при механической обработке свидетельствует в пользу того, что углеродные включения обладают хорошей смачиваемостью алюминиевым расплавом. Примечательно, что на всех шлифах удается наблюдать вкрапления графена в алюминий. Данный факт указывает на возможность движения фрагментов графена в твердом алюминии в направлении поверхности, когда для этого созданы определенные условия, например, существует высокая плотность дислокаций или присутствуют объемные дефекты.

Графит является типичным материалом с низким коэффициентом трения. Механизм низкого трения в таких пластинчатых материалах объясняется скольжением, создаваемым между слоями. Скольжение появляется даже тогда, когда межслойное взаимодействие не является ван-дер-ваальсовым. Ковалентная связь более прочная, чем металлическая. Ее энергия в 3–4 раза больше энергии металлической связи. Низкое трение связано с гладкими несоразмерными кристаллическими поверхностями контактирующих систем, в которых отсутствуют явные углы поворота. Прочная сверхтонкая пленка может вращаться в течение длительного времени, если она граничит со стабильной структурой, находящейся в тепловом равновесии. Когда пленка образуется из большого количества атомов, это, с молекулярной точки зрения, создает наибольшую проблему для ее перемещения. Основные закономерности формирования нанокомпозита Al-C в твердой фазе прослежены на двух системах разного размера. Методом молекулярной динамики изучено перемещение фрагментов графена в кристаллической Al матрице. Показано, что движение графеновых образований происходит путем скольжения вдоль плотноупакованных плоскостей (111). Наблюдается срастание фрагментов графена и их искривление под влиянием окружающих рядов атомов Al. Обнаружена тенденция движения фрагментов графена в направлении границ нанокристаллита вне зависимости от его размера. Приведенные в контакт нанокристаллиты Al-C могут соприкасаться через графеновую прослойку. Более высокая подвижность атомов в нанокристаллите меньшего размера определяется большей долей поверхностных атомов в нем. Небольшие отрицательные значения парциальной потенциальной энергии $U_{Al\text{-}C}$ в нанокристаллитах указывают на возможность образования относительно устойчивой структуры соответствующего нанокомпозита. Коэффициенты самодиффузии атомов и парциальные потенциальные энергии увеличивались при уменьшении размера нанокристаллита. Угловое распределение ближайших геометрических соседей и распределение расстояний до ближайших соседей определены с помощью построения многогранников Вороного. В угловом размещении ближайших геометрических соседей алюминиевой подсистемы просматривается пять пиков, разделенных интервалом приблизительно в 30°. Преимущественно линейное размещение ближайших соседей (с углом $\theta = 0°$) определяет угловое распределение для углеродной подсистемы.

Таким образом, выполненное МД исследование показало возможность формирования нанокристаллита Al-C в твердой фазе. При этом его границы постепенно заполняются фрагментами графена, придающими поверхности нанокристаллита антиоксидантную защиту.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ ИРИДИЯ ИЗ РАСПЛАВОВ CsCl-KCl-NaCl-$IrCl_3$ ПРИ ВВЕДЕНИИ ИОДИД ИОНОВ

Исаков А.В. [1] *, **Аписаров А.П.** [1], **Зайков Ю.П.** [1,2], **Чернышев А.А.** [2], **Рахманова О.Р.** [1]

[1] *Институт высокотемпературной электрохимии Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия*

[2] *ФГАОУ ВО Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия*

* ihte_uran@mail.ru

Высокотемпературная гальванопластика – новый способ получения композиционных материалов послойным нанесением, позволяющий формировать покрытия и газоплотные бесшовные изделия, в том числе, для применения в аэрокосмической отрасли. Актуальной задачей на сегодняшний день является формирование материалов для использования в окислительной среде при температурах до 2200 °С в условиях горения новых видов ракетных топлив. Расширение температурного диапазона процессов высокотемпературной гальванопластики и поиск закономерностей, при помощи которых возможно регулировать структуру и морфологию покрытий, является перспективным направлением развития метода. В рамках работы выполнено вольтамперометрическое исследование электровосстановления Ir в составе расплавов CsCl-KCl-NaCl-$IrCl_3$ и Cs(Cl,I)-K(Cl,I)-Na(Cl/I)-$IrCl_3$ (Рисунок 1).

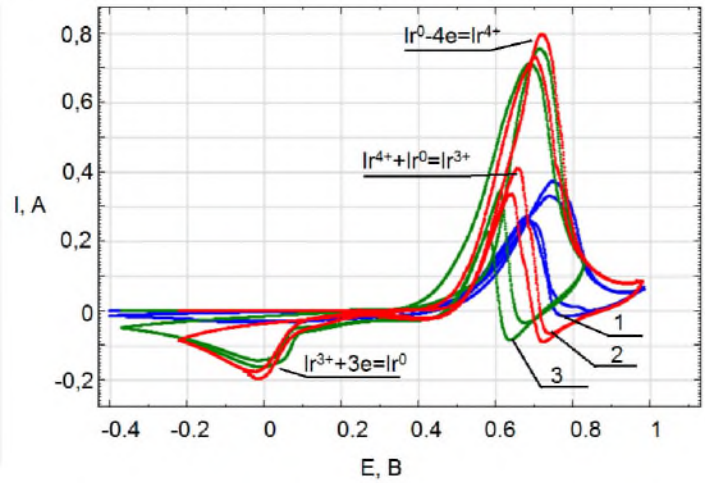


Рисунок 1 – Данные циклической вольтамперометрии поведения Ir^{3+} на иридиевом электроде в расплаве CsCl-KCl-NaCl при v=0.1 В/с, S_k=0.3 $см^2$: 1 – фоновый расплав; 2 – с добавкой 0,1 мас. % $IrCl_3$; 3 – с добавкой 0,1 мас. % $IrCl_3$ и 1 мол. % CsI

Показано, что добавка CsI в расплав не привела к качественным изменениям в катодной реакции. Однако при этом Δ|E| между процессами анодным и контрпропорционирования возросла, что говорит о замедлении образования Ir^{3+} в катодной области. Установлено, что добавка I^- не оказывает качественного влияния на реакцию катодного восстановления иридия. Выявлено, что при больших плотностях анодного тока возможно существование значительного количества ионов Ir^{3+}, а добавка иодид иона стабилизирует иридий в этой степени окисления. Эти данные должны быть учтены при выборе анодной плотности тока в аппаратах по получению иридиевых покрытий методом высокотемпературной гальванопластики. Добавка иодида щелочного металла может быть использована для расширения диапазона температур метода, а расплавы на основе Cs(Cl,I)-K(Cl,I)-Na(Cl/I)-$IrCl_3$ должны быть использованы в качестве сред для изучения влияния иодидов на процессы кристаллизации.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы, номер Соглашения 14.578.21.0238, уникальный идентификатор Соглашения RFMEFI57817X0238.

ДИНАМИКА НЕСИММЕТРИЧНЫХ КИНКОВ В НЕЛИНЕЙНЫХ ЦЕПОЧКАХ СВОБОДНЫХ ОТ ПОТЕНЦИАЛА ПАЙЕРЛСА-НАБАРРО

Рахматуллина Ж.Г., Дмитриев С.В.

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

Кинковые решения нелинейных уравнений Клейна-Гордона играют важную роль в физике конденсированного состояния и в материаловедении, описывая на качественном уровне движение дислокаций, доменных стенок и других дефектов кристаллической структуры. Континуальные уравнения Клейна-Гордона не описывают ряд важных эффектов, связанных с дискретностью кристаллических тел, если их рассматривать на атомарном уровне. Например, в физике дислокаций важную роль играет так называемый потенциал Пайерлса-Набарро – энергетический рельеф с периодом, равным межатомному расстоянию, который испытывает движущаяся дислокация. Двигаясь в данном рельефе, дислокация постоянно излучает малоамплитудные волны (фононы), теряя свою кинетическую энергию, и, в конце концов, она застревает в одном из минимумов потенциального рельефа. Возникает естественный вопрос, а всегда ли дискретность среды порождает потенциал Пайерлса-Набарро? Оказалось, что существуют способы построения дискретных моделей свободных от потенциал Пайерлса-Набарро [1-3]. Интерес к таким моделям высок, потому что они объясняют высокую подвижность кинков в некоторых системах с высокой степенью дискретности.

До настоящего времени рассматривались лишь симметричные кинки уравнений синус-Гордона и phi4 свободные от потенциал Пайерлса-Набарро. Интересной задачей является построение особых дискретизаций для моделей phi6 и phi8, в которых кинки асимметричны. Более того, в модели phi8 возможны кинки с одним хвостом убывающим по экспоненте, а другим – по алгебраической зависимости.

В докладе будет представлен ряд дискретных моделей phi6 и phi8 свободных от потенциала Пайерлса-Набарро. Будут даны двухточечные отображения, из которых итерационно можно построить точные кинковые (и не только кинковые) решения, свободные от потенциала Пайерлса-Набарро.

Работа была поддержана грантом РФФИ № 17-02-00984-а.

Литература

1. J.M. Speight. Topological discrete kinks. Nonlinearity **12**, 1373 (1999).
2. S.V. Dmitriev, P.G. Kevrekidis, N. Yoshikawa, D.J. Frantzeskakis. Exact static solutions for discrete phi4 models free of the Peierls-Nabarro barrier: Discretized first-integral approach. Phys. Rev. E **74**, 046609 (2006).
3. I. Roy, S.V. Dmitriev, P.G. Kevrekidis, A. Saxena. Comparative study of different discretizations of the phi4 model. Phys. Rev. E **76**, 026601 (2007).

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ Х12МФ И 5ХНМ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А. [1], **Громов В.Е.** [1], **Филяков А.Д.** [1], **Гаевой Е.А.** [1], **Степиков М.А.** [1]

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Электровзрывным методом на инструментальной штамповой стали Х12МФ и 5ХНМ сформирован модифицированный слой. Выполнены физико-механические (определены твердость и модуль Юнга) испытания. Выявлено увеличение микротвердости модифицированного слоя стали 5ХНМ более чем в 2 раза и стали Х12МФ в ≈4 раза по отношению к стали в исходном состоянии. Показано, что основными физическими причинами повышения механических свойств материала являются: в стали 5ХНМ формирование закалочной структуры, упрочненной частицами карбида железа и карбида титана; в стали Х12МФ – наличие частиц второй фазы, вносимых в материал при электровзрывном легировании.

Модифицирование стали 5ХНМ способствует снижению в ≈1,2 раза коэффициента износа (увеличение износостойкости) и увеличению (в ≈1,25 раза) коэффициента трения. В стали Х12МФ выявляется снижение в ≈50 раз коэффициента износа (увеличение износостойкости) и в ≈1,1 раза коэффициента трения. Таким образом, выполненные испытания сталей 5ХНМ и Х12МФ, модифицированных электровзрывным методом, выявили повышение микротвердости и износостойкости материала, что обусловлено, очевидно, изменением структуры и фазового состава модифицированного слоя стали.

Исследования модифицированного слоя стали 5ХНМ, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили закалочную структуру, представленную пластинчатым (двойниковым) и пакетным (реечным) мартенситом. В объеме кристаллов мартенсита обнаруживается дислокационная субструктура в виде многослойных сеток. Скалярная плотность дислокаций превышает значение 10^{10} см$^{-2}$, что характерно для закаленной стали. Исследование фазового состава модифицированного слоя стали выявило присутствие в кристаллах мартенсита частиц пластинчатой (игольчатой) формы, которые являются, очевидно, частицами карбида железа (цементит). Можно предположить, что частицы цементита сформировались в результате «самоотпуска» стали, т.е. отпуска, протекающего в процессе охлаждения стали ниже температуры начала мартенситного превращения. Наряду с частицами цементита в структуре модифицированного слоя стали 5ХНМ обнаружены частицы, имеющие округлую форму и располагающиеся в структуре хаотически, либо формирующие небольшие (по 3-5 частиц) скопления. Размеры таких частиц изменяются в пределах от 25 нм до 40 нм. Можно предположить, что данные частицы были внесены в поверхностный слой стали при электровзрывном модифицировании и, следовательно, являются частицами карбида титана. Таким образом, модифицирование стали 5ХНМ электровзрывным методом сопровождается формированием мартенситной структуры пакетной и пластинчатой морфологии. Упрочняющей фазой модифицированного слоя являются наноразмерные частицы карбидов железа и титана. Исследования модифицированного слоя стали Х12МФ, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили структуру перлита преимущественно пластинчатой морфологии. Скалярная плотность дислокаций модифицированного слоя составляет $3{,}6 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Ганиева В.Р.[2], Круглов А.А.[1,2], Лутфуллин Р.Я.[1], Руденко О.А.[1], Еникеев Ф.У.[2]

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

Аэрокосмическая промышленность постоянно испытывает потребность в изделиях высокой удельной прочности. Таким требованиям удовлетворяют трехслойные конструкции с гофрированным наполнителем, выполняющим назначение ребер жесткости. Действующий пример таких изделий в качестве лопатки вентилятора летает на двигателях фирмы Rolls-Royce. Схема изготовления гофрированных конструкций опубликована в ряде работ [1-3]. В схему входят две основные операции: диффузионная сварка (ДС) и сверхпластическая формовка (СПФ). Объединяет эти операции высокая температура, составляющая ~ 900 °С. Она же резко снижает экономичность производства полых лопаток вентилятора. Сейчас даже рассматривают альтернативу титановым лопаткам в виде углепластиковых. Однако, пока отечественная промышленность выпускает улучшенный титановый прокат титанового сплава Ti-6Al-4V с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой остается надежда сделать производство титановых полых лопаток рентабельным и конкурентноспособным.

В работе проведены тестовые формовки полусфер радиусом 35 мм в цилиндрическую матрицу при температуре 750 °С. Вычислены постоянные материала K и m, входящие в степенное определяющее соотношение сверхпластичности: $\sigma=K\dot{\xi}^m$ [4].

В таблице приведены результаты СПФ при температуре 750 °С гофрированных конструкций с УМЗ наполнителем, обшивки выполнены из промышленных микрокристаллических (МК) листов.

N	Толщина [мм] слоев и микроструктура	Время СПФ, [с] / p_{max}, [МРа]	Время выдержки [с] p_{max}=4 [МПа]	Глубина канавки, [мм]	Эквивалентная деформация (max)
1	1.6+0.8+1.6 УМЗ+УМЗ +УМЗ	900/2	7200	0.11	1.446
2	1.6+0.8+1.6 УМЗ+УМЗ+УМЗ	3600/4	7200	None	1.459
3	1.6+0.8+1.6 МК+УМЗ+МК	900/2	7200	0.12	1.193
4	1.6+0.8+1.6 МК+УМЗ+МК	3600/4	7200	None	1.308

Литература

1. Fowler et al. EP Patent 0,568,201. (1993).
2. Cheng J.-Ho, Lee S. J. Methods for resolving grooving problems in parts manufactured from combined diffusion bonding and superplastic forming processes // Mater. Process. Technol. Vol. 45. 1994. P. 249.
3. Kruglov A.A., Lutfullin R.Ya., Mulyukov R.R. et al. Promises of low-temperature superplasticity for the enhanced production of hollow titanium components // Mater. Sci. Forum. Vol. 838–839. 2016. P. 610.
4. Enikeev F.U., Kruglov A.A. An analysis of the superplastic forming of a thin circular diaphragm // Int. J. of Mech. Sci. Vol. 37(5). 1995. P. 473.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ НАНОМАТРИАЛОВ

Рысаева Л.Х. [1], Баимова Ю.А.[1,2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
lesya813rys@gmail.com

Поиск новых углеродных материалов не прекращается на протяжении последнего времени, поскольку как теория, так и эксперимент, демонстрирует, что на основе атомов углерода могут быть созданы новые структуры с необычными, ранее не известными свойствами. Графен и другие модификации углерода, являются перспективными объектами для создания новых объемных наноматериалов обладающих уникальными физическими и механическими свойствами, как, например, алмазоподобные фазы [1,2]. В подобных структурах все атомы углерода имеют sp^3 - гибридизацию, подобно структуре алмаза. В настоящей работе методом молекулярной динамики были изучены углеродные алмазоподобные фазы на основе фуллереноподобных молекул, листов графена и углеродных нанотрубок. Пример структур представлен на Рис.1.

Для каждой структуры проведен анализ устойчивости и произведен расчет технических упругих коэффициентов (модуль Юнга, Коэффициент Пуассона, объемный модуль и модуль сдвига), в том числе среди них были найдены материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (ауксетики).

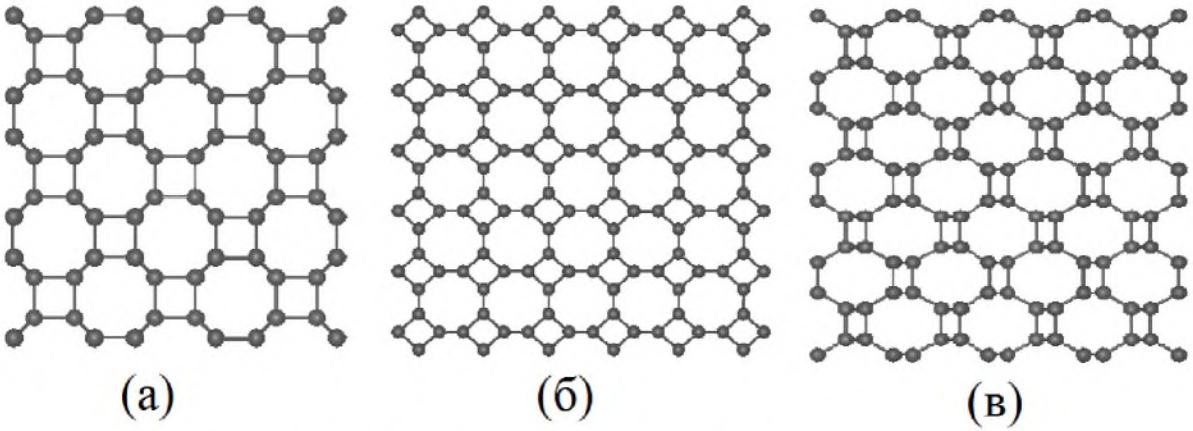


Рис. 1. Ауксетики среди углеродных алмазоподобных фаз на основе (а) фуллереноподобных молекул, (б) углеродных нанотрубок, (в) листа графена.

Работа поддержана грантом РНФ № 14-13-00982.

Литература

1 Грешняков В.А., Беленков Е.А., Березин В.М. Кристалическая структура и свойства углеродных алмазоподобных фаз // Челябинск: ЮУрГУ, 2012 – 150с.
2 Baimova J. A., Rysaeva L. Kh., Dmitriev S. V., Lisovenko D.S., Gorodtsov V.A., Indeitsev D.A. Auxetic behaviour of carbon nanostructures // Физика и механика материалов. 2017. Т. 33, В.1. стр.1-11.

СТРУКТУРА И УСТОЙЧИВОСТЬ ЗАМЕЩЕННЫХ ПРОИЗВОДНЫХ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ПРИЗМАНОВ

Salem M.A. [1,2]

[1]*Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", Москва*
[2] *Zagazig University, Zagazig, Egypt*
mahmod_ali735@yahoo.com

Призманы $C_{2n}H_{2n}$ (n = 3–10) представляют собой полиароматические углеводороды, в которых атомы углерода образуют каркас, имеющий форму правильной призмы. Структура высшего призмана $C_{20}H_{20}$ изображена на рисунке 1. Несмотря на невыгодные валентные углы, составляющие 90°, призманы обладают высокой кинетической устойчивостью, и некоторые из них успешно синтезированы. Более того, они способны вступать в химические реакции, в результате которых один или несколько атомов водорода замещаются функциональными группами CH_3 [1], NO_2 [2], COOH [3], NO [3] и другими.

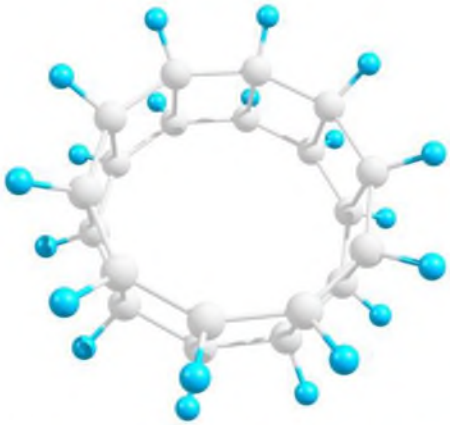


Рис.1. Структура углеводородного призмана $C_{20}H_{20}$.

В настоящей работе мы исследовали термодинамическую устойчивость замещенных призманов в зависимости от типа, количества и взаимного расположения замещающих радикалов (рассматривались распространенные радикалы CH_3, NO_2, F, Cl, OH). Расчеты выполнялись в рамках теории функционала плотности. В результате было установлено, что все рассматриваемые системы могут существовать при комнатной температуре. При этом производные призманов с близко расположенными радикалами менее выгодны энергетически, что можно объяснить их кулоновским отталкиванием.

Литература

1. Katin K.P., Prudkovskiy V.S., Maslov M.M. Influence of methyl functional groups on the stability of cubane carbon cage // Physica E. 2016. Vol. 81. P. 1-6.
2. Katin K.P Maslov M.M. Thermal stability of nitro derivatives of hydrocarbon cubane // Russ. J. Phys. Chem. B. 2011. Vol. 5. Issue 5. P. 770-779.
3. Katin K.P Maslov M.M. Chemical functionalization effects on cubane-based chain electronic transport // Advances in Condensed Matter Physics. 2015. Vol. 2015. P. 754873.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Самигуллина А.А.[1], Мухаметгалина А.А.[1,2], Назаров А.А.[1,2], Пархимович Н.Ю.[1], Жиляев А.П.[1], Царенко Ю.В.[3], Рубаник В.В.[3]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
[2]Башкирский государственный университет, Уфа
[3]Институт технической акустики НАНБ, Витебск
Asiya_nazarova@mail.ru

В настоящее время широко используются технологии производства и обработки металлических материалов с применением ультразвука. В зависимости от параметров ультразвукового воздействия и используемого материала в нем можно достигать определенных структурных состояний и свойств. Например, использование ультразвука для кристаллизации расплавов приводит к более равномерной и мелкозернистой структуре литых металлов и сплавов [1]. Ультразвук высокой интенсивности используется для упрочнения поверхности материалов [2].

В то же время большое внимание уделяется изучению и применению металлических материалов, полученных с помощью интенсивной пластической деформации, которые обладают высокой прочностью, усталостью и другими свойствами, но особенности их структуры обусловливают низкую пластичность, ударную вязкость и термическую стабильность микроструктуры [3].

Ранее было показано, что ультразвуковая обработка (УЗО) низкой интенсивности приводит к снижению внутренних напряжений и плотности дислокаций, а также повышает термическую стабильность ультрамелкозернистого никеля, обработанного кручением под высоким давлением [4,5]. УЗО технически чистого никеля, подвергнутого равноканальному угловому прессованию (РКУП) в зависимости от амплитуды напряжения, может привести как к релаксации структуры, так и к ее упрочнению, что влияет на механические свойства [6] и ударную вязкость [7].

В данной работе исследовано влияние УЗО с амплитудой напряжения 100 МПа на структуру и механические свойства технически чистого никеля, полученного методом РКУП. Амплитуда УЗО была выбрана на основе более ранних исследований.

Прутки из никеля марки НП-2 были подвергнуты 8 проходам РКУП при температуре 350°С на оснастке с углом пересечения каналов 120° и редуцированию до длины 115 мм и диаметра 18 мм. Два образца после РКУП подвергали УЗО с амплитудой напряжений 100 МПа по схеме, описанной в [6]. Механические испытания всех обработанных образцов проводили на испытательной машине Instron при комнатной температуре. Микроструктура была исследована методом EBSD-анализа с помощью микроскопа TESCAN MIRA 3 LMH FEG. Съемку образцов для рентгеноструктурного анализа (РСА) проводили на дифрактометре ДРОН-4, обработку результатов осуществляли с помощью программного пакета MAUD.

Показано, что УЗО с данной амплитудой воздействия приводит к уменьшению размера зерна и увеличению внутренних напряжений в продольном сечении образцов, увеличению плотности дислокаций, а также к изменениям в их текстуре. В исходном деформированном состоянии наблюдается многокомпонентная текстура с преимущественными ориентировками <100> и <110>, кроме того присутствуют компоненты <311> и <210> (рис.1а,в). После УЗО часть из них ослабевает, и наблюдается тенденция к формированию однокомпонентной текстуры с преимущественной ориентировкой <100> (рис.1б,г).

Результаты механических испытаний и измерений микротвердости показывают, что при неизменившемся пределе прочности удлинение до разрушения увеличивается на 8-9%,

что более чем на четверть выше удлинения в исходном деформированном состоянии. Микротвердость, как и предел прочности, не меняется в процессе УЗО.

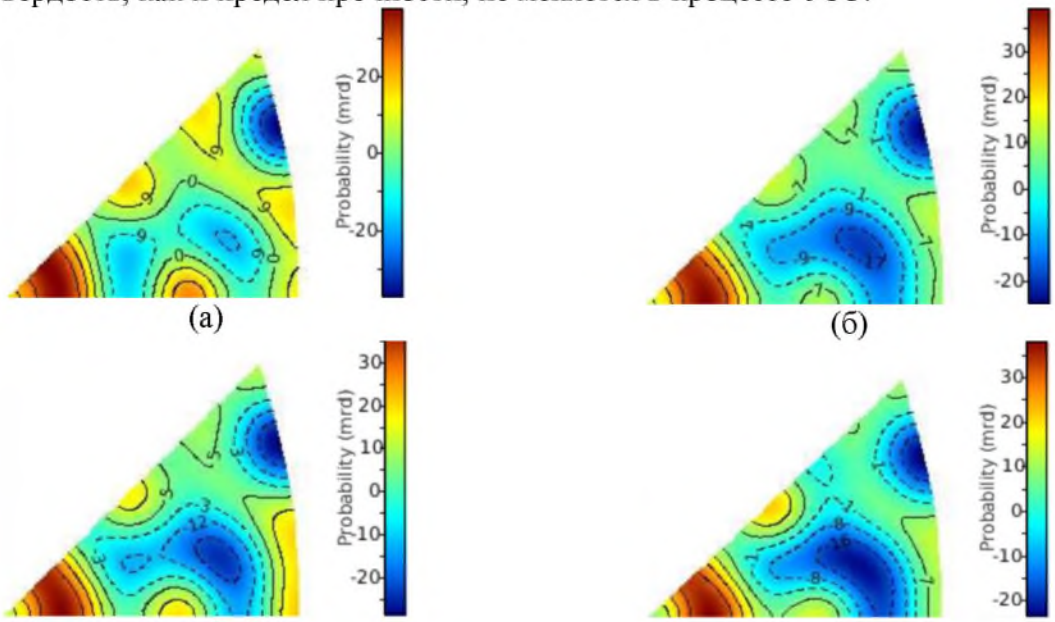


Рис.1. Обратные полюсные фигуры никеля в продольном (а,б) и поперечном (в,г) сечении: а,в - после РКУП, б,г – после РКУП и УЗО с амплитудой 100 МПа.

УЗО с амплитудой напряжений 100 МПа привела к увеличению внутренних напряжений. Вероятно, это связано с дополнительным измельчением зерен (в продольном сечении), и ростом плотности дислокаций. Однако процесс УЗО отличен от процесса деформации своими механизмами, и в нем принимают участие как генерация и накопление дислокаций, так и их перераспределение, аннигиляция внутри зерен. Вклад каждого из механизмов зависит от амплитуды УЗО. Поэтому уменьшение размера зерна не приводит к значительному повышению внутренних напряжений и других характеристик, и даже способствует некоторому повышению пластичности материала.

Работа поддержана грантом РНФ № 16-19-10126.

Литература

1. Abramov O.V. High-Intensity Ultrasonics: Theory and Industrial Applications, CRC Press, Boca Raton, 1999.
2. Mordyuk B.N., G.I. Prokopenko, Ultrasonic impact peening for the surface properties' management // J. Sound Vibr. 2007. № 308. P. 855-866.
3. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. NewJersey: Wiley 2014. 450p.
4. A.A. Samigullina, A.A. Mukhametgalina, S.N. Sergeyev, A.P. Zhilyaev, A.A. Nazarov, Yu.R. Zagidullina, N.Yu. Parkhimovich, V.V. Rubanik, Yu.V. Tsarenko. Microstructure changes in ultrafine-grained nickel processed by high pressure torsion under ultrasonic treatment // Ultrasonics. 2018. V. 82. P. 313-321.
5. Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Назаров А.А. Влияние ультразвуковых колебаний на структуру и свойства ультрамелкозернистого никеля // ФММ. 2010. Т. 110. № 6. С. 600-607.
6. A.A. Samigullina, A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko and V.V. Rubanik. Effect of ultrasonic treatment on the strength and ductility of bulk nanostructured nickel processed by equal-channel angular pressing // Rev.Adv.Mater.Sci. 2014. V. 39. № 1/2. P. 48-53.
7. Самигуллина А.А., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Мухаметгалина А.А., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. Повышение ударной вязкости ультрамелкозернистого никеля после ультразвуковой обработки // Письма о материалах. 2014. Т. 4. № 1. С. 52-54.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Cr И Zr НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr

Саркеева Е.А. [1,2], Ситдиков В.Д.[1], Рааб Г.И.[1], Вей В. [2, 3], Александров И.В. [1,2]

[1] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
[2]Совместная Китайско-Российская лаборатория функциональных наноструктурированных материалов, Чанчжоу
[3] Школа материаловедения и инженерии, Чанчжоу
sarkeeva.e@inbox.ru

Сплавы на основе меди являются хорошими проводниками и широко используются в различных отраслях промышленности. [1, 2]. Однако медь в крупнокристаллическом (КК) состоянии очень пластична, что ограничивает ее применение. Традиционно для улучшения физико-механических свойств меди добавляют легирующие элементы. Например, добавление хрома значительно упрочняет медный сплав и повышает уровень жаропрочности. Введение малой доли циркония приводит не только к повышению прочностных свойств, но и к значительному улучшению пластичности при повышенных температурах. Дополнительно повысить прочность медных сплавов возможно благодаря методам интенсивной пластической деформации, за счет формирования ультромелкозернистой (УМЗ) структуры. [3-4].

В данной работе исследовалось влияние добавок хрома и циркония на структуру и свойства сплавов системы Cu-Cr-Zr при интенсивной пластической деформации (ИПД) способом равноканально-углового прессования (РКУП).

Структура и свойства сплавов исследовалась в исходном состоянии и после ИПД.

В исходном состоянии на фоне α-твердого раствора наблюдаются округлые включения размером в несколько микрон. Эти включения - избыточный хром и цирконий, которые образуются при затвердевании сплава и не растворяются в ходе закалки на твердый раствор (ТР), так как растворимость хрома в медной матрице при температуре 1000°С составляет всего 0,4-0,45%, а циркония 0,15% [2, 6].

Реализация ИПД приводит уменьшению размера включений (d_{av} в табл.1). Так же уменьшается среднее расстояние (L_{av}) между частицами, что увеличивает плотность их распределения. Последнее может быть объяснено механической фрагментацией частиц. После ИПД увеличение содержания Zr в сплаве и реализация РКУП, позволяют получить структуру с наименьшим размером зерна - 155нм. Такая же тенденция просматривается и в исходном состоянии.

Табл. 1. Параметры микроструктуры сплавов системы Cu-Cr-Zr.

State	Cu-0.5Cr-0.2Zr		Cu-0.8Cr-0.08Zr		Cu-1.8Cr-0.8Zr	
	SS	SPD	SS	SPD	SS	SPD
Hv, MPa	950±20	1500±40	750±20	1460±30	1030±60	1650±40
IACS, %	29.0±0.6	30.0±0.6	32.0±0.7	33.0±0.7	30.0±0.6	29.0±0.6
Dav mkm	140±8	0.160±0.007	260±11	0.17±0.01	110±4	0.155±0.010
dav, mkm	4.3±0.1	2.5±0.2	3.2±0.2	1.0±0.1	2.6±0.2	1.9±0.1
Lav, mkm	34	21	38	11	20	21
Lattice parameter, nm	3.62167 ±0.00005	3.62025 ±0.00002	-	3.615208 ±0.000001	3.618412 ±0.000029	3.61669 ±0.00015
Lattice strain, %	0.074 ±0.005	0.2400 ±0.0005	-	0.23 ±0.02	0.037 ±0.001	0.20 ±0.02
Crystallite size, nm	145±22	32±3	-	39±3	229±59	34±4
Disl.dens, 10^{15} m^{-2}	-	4.6±0.3	-	6.7±0.6	-	3.84±0.6

В ходе ИПД в сплаве реализуется процесс динамического старения, в результате которого образуются выделения хрома и Cu_5Zr [5] преимущественно сферической формы и со средним радиусом 7-11 нм. Так же, активизируются процессы двойникования. С увеличением степени легирования в сплаве увеличивается плотность двойников, что связано с понижением ЭДУ [7].

Повышение прочностных свойств после ИПД продемонстрировано в табл.1. В частности, значение микротвердости всех трех УМЗ сплавов существенно увеличивается по сравнению с исходным состоянием (табл.1). При этом, наибольшая микротвердость достигается в сплаве Cu1.8Cr-0.8Zr с большим содержанием легирующих элементов.

Известно, что атомы Cr и Zr растворенные в медной матрице препятствуют движению электронов и, следовательно, значительно ухудшают электропроводность. Из таблицы 1 видно, что электропроводность сплавов Cu-0.5Cr-0.2Zr и Cu-1.8Cr-0.8Zr составляет около 30%IACS. Это говорит о том, что в матрице растворяется почти одинаковое количество атомов. Однако в сплаве Cu-0.8Cr-0.08Zr после ИПД электропроводность несколько выше. Это объясняется тем, что, во первых, изначально сплав содержит меньшее количество Zr, а во вторых, в ходе ИПД происходило динамическое старение с образованием новых выделений. Однако все еще остаются небольшое количество элементов Cr и Zr, которые не полностью выделяются из матрицы, что приводит к низкой электропроводности сплава. Таким образом, увеличение содержания Zr в сплаве и реализация РКУП существенно увеличивает прочность сплава. Наибольшая прочность 1650 МПа достигается в сплаве Cu1.8Cr-0.8Zr, что в 1,6 раза больше по сравнению с исходным состоянием

Литература

1. R. Mishnev, I. Shakhova, A. Belyakov, R. Kaibyshev, Deformation microstructures, strengthening mechanisms, and electrical conductivity in a Cu–Cr–Zr alloy, Mater. Sci. Eng. A 629 (2015) 29–40.
2. О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров, Медь и медные сплавы. Машиностроение, Москва, 2004, p. 215.
3. G. Purcek, H. Yanar, O. Saray, I. Karaman, H.J. Maier, Effect of precipitation on mechanical and wear properties of ultrafine-grained Cu–Cr–Zr alloy, Wear 311 (2014) 149–158.
4. Valiev RZ, Alexandrov IV (2007) Bulk nanostructured metal materials: preparation, structure and properties. Akademkniga, Moscow.
5. I.S. Batra, G.K. Dey, U.D. Kulkarni, S. Banerjee, Precipitation in a Cu-Cr-Zr alloy, Mater. Sci. Eng. A 356 (2002) 32-36.
6. Shaojian Zhang, Rengeng Li, Huijun Kang, Zongning Chen, Wei Wang, Cunlei Zou, Tingju Li, Tongmin Wang, A high strength and high electrical conductivity Cu-Cr-Zr alloy fabricated by cryorolling and intermediate aging treatment, Mater. Sci. Eng. A 680 (2017) 108–114
7. Yong Pang, Chengdong Xia, Mingpu Wang, Zhou Li, Zhu Xiao, Haigen Wei, Xiaofei Sheng, Yanlin Jia, Chang Chen, Journal of Alloys and Compounds 582 (2014) 786–792.

АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТАЛИ 05Г2МФБТ С ПОВЫШЕННЫМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТОДОМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ

Сафаров И.М.[1], Галеев Р.М.[1], Корзникова Г.Ф.[1], Сергеев С.Н.[1], Гладковский С.В.[2], Двойников Д.А.[2], Рогожкин С.В.[3,4], Искандаров Н.А.[3]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа
[2]Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург
[3] Институт теоретической и экспериментальной физики имени А.И. Алиханова Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва
[4] Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва
ilfat@anrb.ru

В материалах, подвергнутых деформированию до высоких степеней, происходят значительные структурные изменения, сопровождаемые не просто резким повышением уровня механических свойств, но и, в некоторых случаях, проявлением аномалий в изменении свойств. В работе [1], например, была обнаружена аномальная температурная зависимость ударной вязкости в прокатанной малоуглеродистой стали. Для понимания природы таких эффектов традиционные методы структурных исследований (оптическая и электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ) оказываются недостаточными и необходимо прибегать к новым высокоразрешающим методам анализа. Одним из таких прогрессивных методов является метод атомно-зондовой томографии, который позволяет проводить химический анализ и оценивать локальные неоднородности на атомарном уровне.

В работе проведены исследования микроструктуры и механических свойств трубной стали 05Г2МФБТ после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением и теплой прокатки.

Показано, что в стали после контролируемой прокатки (КП) структура зеренная, средний размер зерен феррита составил 2,5 мкм, размер карбидов варьировался от 1 до 5 мкм. Теплая прокатка привела к образованию волокнистой ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним размером зерен\субзерен 0,3 мкм, размер карбидов не превышал 100 нм. В низкоуглеродистой стали после контролируемой прокатки временное сопротивление отрыву составляет 600-700 МПа, при относительном удлинении 21%. Ударная вязкость при комнатной температуре соответствует значению 3,15 МДж/м^2. В состояние после теплой прокатки прочностные свойства выросли до 1000-1050 МПа, относительное удлинение снизилось с 21% до 17%, ударная вязкость при комнатной температуре возросла с 3,15 до 3,38 МДж/м^2. Одним из важных факторов повышения прочностных свойств низкоуглеродистых трубных сталей является твердорастворное упрочнение легирующими элементами и примесями внедрения. В связи с этим был проведен томографический атомно-зондовый анализ образцов стали 05Г2МФБТ в двух состояниях, что позволило выявить локальное возрастание концентрации углерода в два раза в состоянии после теплой прокатки по сравнению с состоянием после КП, концентрация остальных легирующих элементов не изменилась. Таким образом, одним из факторов, приводящих к возрастанию ударной вязкости и прочностных свойств, является увеличение степени пересыщенности твердого раствора феррита стали после деформации, что подтверждено атомно-зондовой томографией.

Томографическое атомно-зондовое исследование выполнено на оборудовании Центра коллективного пользования КАМИКС (http://kamiks.itep.ru/) НИЦ "Курчатовский институт" – ИТЭФ.

Литература

1. Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Пышминцев И.Ю. Аномалия температурной зависимости ударной вязкости низкоуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой // Доклады академии наук. 2016. Т. 466. № 3. С. 289-292]

СИСТЕМАТИЗАЦИЯ И КЛАССИФИКАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И БИМОДАЛЬНЫХ МИКРОСТРУКТУР ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Сафин Э.В. [1], Малышева С.П. [2]

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

Существенный прогресс в развитии науки и техники в последние годы связан с созданием и использованием ультрамелкозернистых (УМЗ), субмикрокристаллических (СМК) и наноматериалов, обладающих повышенными механическими свойствами и эксплуатационными характеристиками. Применять стали такие материалы в качестве конструкционных материалов для изготовления высоконагруженных деталей двигателей летательных аппаратов. Однако промышленные стали и сплавы с такими микроструктурами не стандартизованы, не подлежат обязательной сертификации, поэтому специалисты машиностроительных предприятий, рассматривающие возможность применения УМЗ материалов как конструкционных, испытывают затруднения в оценке их качества.

В работе предпринята попытка систематизации и классификации микроструктур двухфазного титанового сплава ВТ6 в субмикрокристаллическом и бимодальном состояниях. Известно, что систематизация объектов, явлений или понятий, наряду с классификацией и кодированием, является основной работой, выполняемой при стандартизации. Существующая стандартная классификация макро- и микроструктур двухфазных титановых сплавов не распространяется на сплавы с микроструктурами со средним размером составляющих менее 1 мкм.

В данной работе предлагается шкала для мелкозернистых состояний сплава ВТ6 от субмикрокристаллического до микрокристаллического. Шкала состоит из шести типов микроструктур, расположенных в порядке роста размера структурных составляющих для однородной субмикрокристаллической структуры (три типа) и бимодальной структуры, отличающейся наличием в субмикрокристаллической структуре крупнозернистых включений размером 3-5 мкм и более (три типа). Предлагаются следующие типы микроструктур шкалы: 1 – однородная субмикрокристаллическая структура со средним размером структурных составляющих 0,4-0,8 мкм; 2 – однородная субмикро-микрокристаллическая структура со средним размером структурных составляющих 0,6-1,5 мкм; 3 – субмикро- микрокристаллическая структура со средним размером структурных составляющих 0,8-5 мкм с участками пластин ($\alpha+\beta$) фазы; 4 – бимодальная структура, состоящая из однородной субмикрокристаллической структуры с крупнозернистыми включениями α фазы размером 3-5 мкм и более; 5 – бимодальная структура, состоящая из субмикро- микрокристаллической структуры с отдельными участками из пластин ($\alpha+\beta$) фазы с крупнозернистыми включениями α фазы размером 3-5 мкм и более; 6 – равноосная микрокристаллическая структура, содержащая отдельные структурные составляющие менее 1 мкм. В работе приведены также механические свойства образцов с данными микроструктурами

Предполагается, что такой подход по систематизации и классификации субмикрокристаллических и бимодальных микроструктур будет ценен, прежде всего, с практической точки зрения для специалистов предприятий авиационной промышленности при использовании двухфазных титановых сплавов с микроструктурами данных типов в качестве конструкционных материалов для изготовления высоконагруженных деталей.

СКОМКАННЫЙ ГРАФЕН ДЛЯ ТРАНСПОРТИРОВКИ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ

Сафина Л.Р.[1], Баимова Ю.А.[1,2]

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

Объемные углеродные наноматериалы, открывающие перспективы для создания нового поколения суперконденсаторов, активно исследуются в течение последних лет, но их механические свойства и структура в настоящее время остаются мало изученными. Такие материалы, как графит, а также объемные углеродные наноматериалы на основе фуллерена, УНТ и чешуек графена, образованы действием слабых межатомных сил Ван-дер-Ваальса, соединяющих структурные элементы, собранные ковалентными связями, что в значительной мере определяет их свойства. В последнее время большой интерес вызывает скомканный графен, простой способ синтеза которого был предложен в работе [1]. Как показал анализ структуры, он стоит из скомканных чешуек графена и обладает ультравысокой удельной поверхностью (3523 $м^2/г$), а также высокой проводимостью.

В данной работе методом молекулярной динамики исследуется применение скомканного графена как емкости для транспортировки наночастиц различных металлов. Для примера рассматриваются наночастицы никеля, которые могут использоваться в качестве катализаторов в различных химических процессах. Моделирование проводилось с использованием пакета моделирования LAMMPS с адаптированным эмпирическим потенциалом межмолекулярного взаимодействия AIREBO. Данный потенциал был успешно использован для исследования тепловых и механических свойств различных углеродных систем, таких как углеродные нанотрубки и графен [2]. Кроме того, для моделирования взаимодействия атомов никеля был использован простой парный потенциал Морса.

В результате было показано, что скомканный графен может успешно применяться для транспортировки наночастиц никеля, поскольку полости в структуре служат прекрасными контейнерами для частиц.

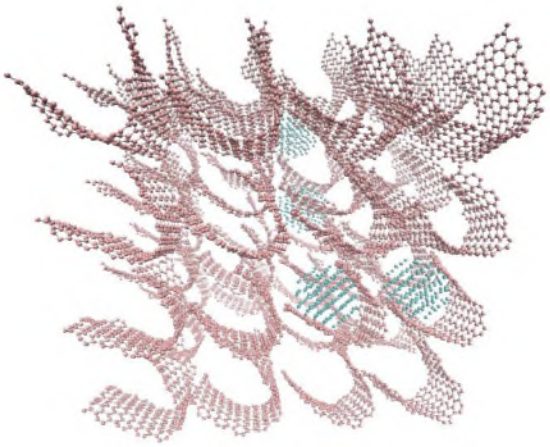


Рис. 1. Скомканный графен, содержащий одну наночастицу никеля

Литература

1. Zhang L., et al. Porous 3D graphene-based bulk materials with exceptional high surface area and excellent conductivity for supercapacitors // Sci. Rep. 2013. Т. 3. С. 1408.
2. Баимова Ю.А., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. Механические свойства объемных углеродных материалов // ФТТ. 2014. Т. 56. № 10. С. 1946.

СРАВНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6 И VST2K

Сафиуллин Р.В. [1], **Малышева С.П.** [1], **Галеев Р.М.** [1], **Мухаметрахимов М.Х.** [1], **Хазгалиев Р.Г.** [1], **Берестов А.В.** [2]

[1] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2] *ПАО «Корпорация ВСМПО–АВИСМА», В. Салда*
dr_rvs@mail.ru

Снижение температуры обработки материалов в технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ и ДС) является одной из важнейших задач для совершенствования этой прогрессивной технологии. Необходимость этого связана с тем, что процессы СПФ и ДС для титановых сплавов проводятся при высоких температурах (900-950°С), что требует использования дорогостоящей жаропрочной оснастки, рабочий ресурс которой при таких температурах значительно сокращается [1, 2]. Кроме того, на поверхности изделий образуется альфированный слой, толщина которого возрастает с повышением температуры и времени выдержки. Альфированный слой отличается хрупкостью и высокой твердостью, в нем легко зарождаются усталостные трещины, поэтому его образование крайне нежелательно, а для его удаления требуются трудоемкие и экологически опасные операции. Таким образом, для изготовления полых тонкостенных конструкций сложного профиля целесообразно операции ДС и СПФ осуществлять при температурах не выше 750 С [3]. Добиться снижения температуры СПФ/ДС возможно за счет использования материалов с улучшенными свойствами, имеющими ультрамелкозернистую структуру и проявляющими низкотемпературную сверхпластичность [3]. В ПАО «Корпорация ВСМПО–АВИСМА» разработано новое поколение листового титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) с ультрамелкозернистой структурой и улучшенными сверхпластическими характеристиками специально для процесса СПФ при пониженных температурах. В последние годы специалистами Корпорации ВСМПО–АВИСМА был получен новый более дешевый листовой титановый сплав VST2k для низкотемпературных процессов СПФ/ДС. Цель настоящей работы – сравнить механические и технологические свойства листовых титановых сплавов ВТ6 и VST2k, разработанных для низкотемпературного процесса СПФ/ДС. В работе проведены комплексные исследования микроструктуры, механических свойств, формуемости и свариваемости в твердом состоянии данных титановых сплавов.

Проведенные исследования позволили установить, что оба сплава в интервале температур 750–850°С обладают хорошей свариваемостью в твердом состоянии и проявляют хорошие сверхпластические свойства. Необходимо отметить что технологические свойства титанового сплава VST2k практически не уступают сплаву ВТ6, широко используемому в технологии СПФ/ДС. Это позволяет рекомендовать листовой сплав VST2k наряду со сплавом ВТ6 для изготовления полых конструкций методом СПФ/ДС в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

Литература

1. P.N. Comley, Lowering the Heat Development of Reduced SPF Temperature Titanium Alloys for Aircraft Production, Mater. Sci. Forum, 447-448 (2004) 233-238.
2. O.A. Kaibyshev, R.V. Safiullin, R.Ya. Lutfullin, O.R. Valiakhmetov, R.M. Galeyev, A. Dutta, T. Raghu and G.G. Saha, Advanced superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloy, J. Mat. Sci. and Techn.22(2006), 3, 343-348.
3. G.A. Salishchev, R.M. Galeyev, S.P. Malysheva and O.R.Valiakhmetov, Mater. Sci. Forum, 243–245 (1997), 585–590.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Свирепова М.С. [1], **Воробьев Е.В.** [1], **Плуготаренко Н.К.** [1], **Бедная Т.А.** [2]

[1] *Южный федеральный университет «ЮФУ», Таганрог*
[2] *Политехнический институт (филиал) «ДГТУ», Таганрог*
berlukova@mail.ru

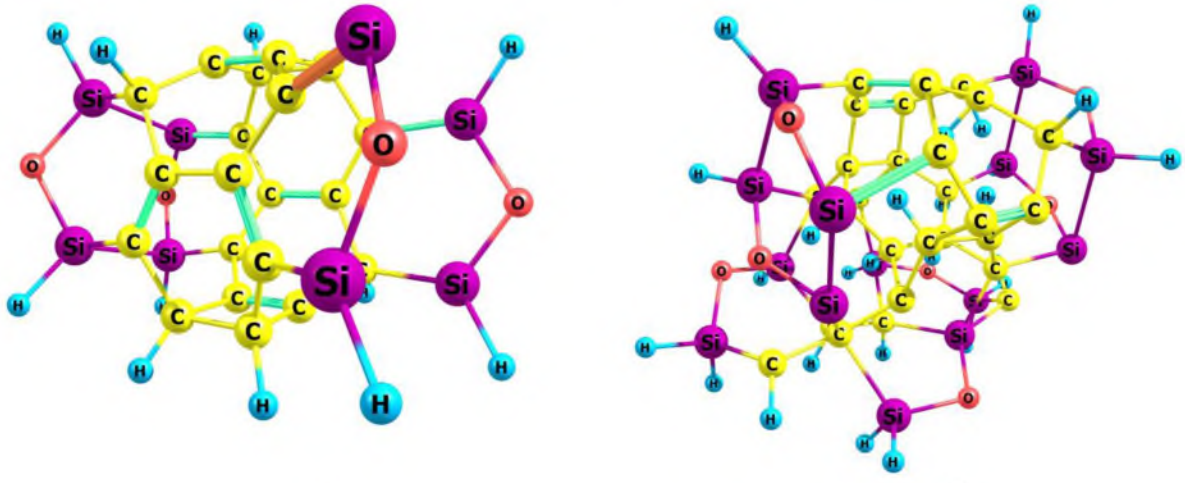
Пленки на основе кремний-углеродной матрицы представляют собой аморфный материал. Легируя кремний–углеродные пленки атомами металлов можно создавать нанокомпозиты с заданными электрофизическими, оптическими, механическими свойствами. Материалы на основе кремний-углеродной матрицы применяются для создания сенсоров газов и электродов суперконденсаторов.

Получение новых кремний-углеродных материалов с заданными свойствами возможно только с помощью компьютерного моделирования на молекулярном уровне различных кристаллических и композитных структур [1].

В качестве источников кремния использовался ТЭОС и гексаметилдисилоксан. ТЭОС использовался для создания кремний-углеродных покрытий как золь-гель методом, так и методом электрохимического осаждения. В качестве источников углерода использовался этанол и метанол. В качестве легирующих добавок для создания сенсоров газов и электродов суперконденсаторов использовались марганец, никель, цирконий и медь.

Для моделирования роста структуры диэлектрической матрицы использовалась модель RLCA с учетом возможности вращения кластеров относительно точки их соприкосновения и движения агрегата. В основу моделирования был принят метод Монте-Карло (МК) [2].

При расчете комплексных наноструктур, а также динамики их поведения в зависимости от времени и температуры использовались программные продукты HyperChem (предварительные ab initio расчеты по методу PM3), и Gaussian 03 (полуэмпирические расчеты по методу HF в базисе 3-21G). На рисунках 1 представлены результаты моделирования для двухслойных (рис. 1а) и трехслойных (рис. 1б) структур.



а б

Рис. 1. Компьютерная модель структуры агрегата а) $Si_8C_{20}H_{12}O_4$; б) $Si_{14}C_{27}H_{26}O_7$

Длина связи Si-C в двухслойных агрегатах увеличивается при наличии атомов водорода до 1,87 ангстрем, в то же время в трехслойных агрегатах величина длины связи Si-C при увеличении числа атомов водорода растет незначительно с 1,94 до 1,98 ангстрем. Длина связи C-C примерно одинакова для двуслойных и трехслойных агрегатов и составляет

1,36 ангстрем для менее гидрированных структур, что отвечает величине двойной связи и 1,53 Å для гидрированных структур (одинарная сигма-связь). Между слоями связь C-C колеблется от 1,53 до 1,68 Å. Длина связи Si-Si в трехслойных агрегатах примерно одинакова и составляет 2,66 ± 0,02 Å. В двухслойных агрегатах эта связь короче для гидрированных структур (2,53 Å). Расстояние между атомами в слоях для двухслойных структур достигает 3,79 Å, для трехслойных 3,85 Å, в трехслойных гидрированных – 3,45 Å.

На втором этапе моделирования реализована возможность реорганизации первичной структуры и анализа образованных структур на наличие перколяционных кластеров. Определено, что концентрация легирующего компонента 0,2 мольных % достаточна для образования перколяционного кластера.

Исследовав эволюцию двух- и трехслойных агрегатов при увеличении температуры методами квантовой химии, определено, что на начальной стадии роста структур гидрогенизированные агрегаты более рыхлые, это будет способствовать проникновению ионов металлов в межслоевое пространство и доступу к атомам кислорода и азота. Далее, при сообщении системе дополнительной энергии возможно образование оксидов и нитридов металлов при сохранении sp3-гибридизации большей части атомов углерода, чем в случае отсутствия легирующего компонента.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ, Соглашение № 14.575.21.0126 (уникальный идентификатор проекта RFMEFI57517X0126).

Литература

1. Волохов В.М., Варламов Д.А., Зюбина Т.С., Зюбин А.С., Волохов А.В., Покатович Г.А. Суперкомпьютерное моделирование транспортных и энергетических процессов в нанокомпозитных материалах на основе углерода и кремния // Труды международной научной конференции «Параллельные вычислительные технологии» (ПАВТ'2016). 2016. С. 105-117.
2. Lyubartsev A.P., Martsinovskii A.A., Shevkunov S.V., Vorontsov-Velyaminov P.N. New approach to Monte Carlo calculation of the free energy: Method of expanded ensembles // J. Chem. Phys. 1992. Vol. 96. P. 1776-1783

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С МНОГОУРОВНЕВОЙ ПОРОВОЙ СТРУКТУРОЙ

Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения Российской академии наук, Томск
sevir@ispms.ru

Ключевыми параметрами пористых керамических материалов при их использовании в качестве фильтров, мембран, огнеупоров, носителей катализаторов, биоматериалов являются механические характеристики. Деформационное поведение и механические свойства пористых керамик в настоящее время детально изучены в основном для материалов с унимодальной пористостью и относительно узким распределением пор по размерам [1]. При этом работ, в которых одновременно исследуются прочностные свойства и деформационное поведение керамик отличающихся типом поровой структуры при различных схемах нагружения, недостаточно.

Целью данной работы является исследование влияния вида поровой структуры на деформационное поведение пористого диоксида циркония при осевом и диаметральном сжатии.

Образцы для исследований были получены из ультрадисперсного порошка ZrO_2-3мол.%Y_2O_3 методом шликерного литья. Спекание образцов, после предварительного отжига термопластичного связующего проводили при температурах 1100 – 1600 С с шагом 100 С. Для получения образцов с бимодальным распределением пор по размерам в шликер вводили сферические частицы сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) со средним размером частиц 100 мкм, в количестве 25 об.%.

Пористость образцов без порообразователя уменьшалась от 50 до 3.5 % при увеличении температуры спекания, при этом средний размер пор уменьшался с 7 мкм до 3.2 мкм. Поровая структура образцов с бимодальным распределением пор по размерам, помимо мелких пор, размер которых совпадал с размером пор керамики с унимодальным распределением, включала в себя крупные поры образованные выгоранием СВМПЭ. Средний размер крупных пор уменьшался с 92 до 83 мкм с увеличением температуры спекания. При этом пористость образцов с увеличением температуры спекания уменьшалась от 65 до 35 %.

При испытаниях на диаметральное сжатие тип диаграмм «напряжение – деформация» и характер разрушения образцов не зависит от вида пористости и объёма порового пространства. При осевом сжатии, в зависимости от типа поровой структуры и объема порового пространства, наблюдается смена характера деформации от упругого к «псевдопластичному». В образцах с унимодальным распределением пор по размерам такой переход наблюдается при пористости ≈ 20 %, а в образцах с бимодальным распределением пор по размерам при пористости ≈ 38 %.

С увеличением пористости значения предела прочности, как при осевом, так и при диаметральном сжатии уменьшаются и не зависят от вида поровой структуры. Основным фактором, определяющим поведение материалов при деформации и последующего разрушения, является общий объем остаточной пористости.

Работа выполнена в рамках ПФНИ ГАН на 2013-2020 годы, направление III.23.

Литература

1. Keleş, Ö., García, R.E., Bowman, K.J.,. Stochastic failure of isotropic, brittle materials with uniform porosity. // Acta Mater. 2013a. Vol. 61. P. 2853–2862.

НЕКОТОРЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОДНОМЕРНЫХ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕЛИНЕЙНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ МОД ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКИ С МОРЗЕВСКИМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ

Семёнова М.Н. [1], Семёнов А.С. [1], Рябов Д.С. [2], Чечин Г.М. [2], Корзникова Е.А. [3], Дмитриев С.В. [3]

[1]Северо-Восточный федеральный университет имени М.К. Аммосова, Политехнический институт (филиал), г. Мирный,
[2]Южный Федеральный Университет, г. Ростов-на-Дону
[3]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
elena.a.korznikova@gmail.com

Кристаллические решетки поддерживают симметрийно обусловленные делокализованные нелинейные колебательные моды (ДНКМ), являющиеся точными решениями уравнений движения атомов вне зависимости от типа межатомных взаимодействий и при любых амплитудах (моды могут проявлять неустойчивость при превышении амплитудой критического значения). Динамика таких мод может быть описана системой n обыкновенных дифференциальных уравнений, при этом число n определяет размерность моды, которое обычно во много раз меньше размерности исходной системы. Интерес к изучению ДНКМ продиктован несколькими причинами. Во-первых, ДНКМ, частота которых с ростом амплитуды выходит из фононного спектра кристалла, могут использоваться для возбуждения дискретных бризеров в молекулярно-динамических расчетах путем наложения локализующих функций. Во-вторых, ДНКМ с частотами вне фононного спектра могут породить дискретные бризеры в результате модуляционной неустойчивости. В третьих, ДНКМ, являясь коротковолновыми колебательными модами, могут быть относительно просто изучены из первых принципов, что дает возможность подгонки межатомных потенциалов по полученным данным. Особый интерес представляют одномерные ДНКМ (n=1), поскольку они наиболее просты, и им всегда отвечают периодические колебания атомов кристалла. Ранее были подробно изучены ДНКМ в гексагональной двумерной решетке, на основе модельных полиномиальных потенциалов и реалистичных потенциалов, разработанных для графена. В настоящей работе методом молекулярной динамики исследуются восемь одномерных ДНКМ в треугольной решетке, с частицами, взаимодействующими посредством потенциала Морзе. В зависимости от амплитуды ДНКМ рассчитаны их частоты, энергии и механические напряжения, возникающие в условиях постоянства объема. Полученные результаты закладывают фундамент в установление связи между ДНКМ и дискретными бризерами в треугольной решетке Морзе.

Работа К.Е.А. была поддержана грантом РНФ № 1612-10175, Д.С.В. получил поддержку РФФИ, грант № 17-02-00984-а.

ГЕНЕРАЦИЯ ВТОРОЙ ГАРМОНИКИ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕЛИНЕЙНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ МОДАХ ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКИ

Семёнова М.Н. [1], Семёнов А.С. [1], Рябов Д.С. [2], Чечин Г.М. [2], Дмитриев С.В. [3]

[1] *Северо-Восточный федеральный университет имени М.К. Аммосова, Политехнический институт (филиал) г. Мирный, Республика Саха (Якутия)*
[2] *Южный Федеральный Университет, Ростов-на-Дону*
[3] *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

sash-alex@yandex.ru

В недавних исследованиях была показана тесная связь между дискретными бризерами (ДБ) и делокализованными нелинейными колебательными модами (ДНКМ) в нелинейных решетках [1]. Отметим, что ДНКМ являются точными колебательными решениями уравнений движения нелинейной решетки вне зависимости от используемых межатомных потенциалов, поскольку такие решения продиктованы точечной группой симметрии решетки. В отличие от ДНКМ, ДБ – это пространственно локализованные колебания большой амплитуды в нелинейной решетке. Треугольная решетка поддерживает восемь однокомпонентных и двенадцать двухкомпонентных ДНКМ, найденных с применением теоретико-групповых методов Чечиным и Рябовым [2]. Динамика первых описывается одним уравнением движения, а вторых – двумя связанными уравнениями движения. Однокомпонентные ДНКМ всегда дают периодическое колебательное движение, в то время как двухкомпонентные ДНКМ могут дать периодическое решение только при определенном выборе соотношения амплитуд двух компонент.

В настоящей работе для двухкомпонентных мод треугольной решетки с морзевским взаимодействием подобраны амплитуды компонент двухкомпонентных ДНКМ так, чтобы получить периодические колебания. Интересной особенностью построенных периодических во времени колебательных мод является то, что вторая компонента имеет частоту колебаний ровно в два раза выше, чем первая. Данное нелинейное явление называется генерацией второй гармоники, оно широко известно в нелинейной оптике и находи применение, например, для получения световой волны в видимом диапазоне спектра из инфракрасной волны. Для двумерной решетки Морзе колебания второй гармоники могут иметь частоту почти в два раза превышающую верхнюю границу фононного спектра малоамплитудных колебаний решетки.

Литература

1. E. A. Korznikova, S. Yu. Fomin, E. G. Soboleva, S. V. Dmitriev, Highly symmetric discrete breather in a two-dimensional Morse crystal. JETP Letters, 2016, Vol. 103, No. 4, pp. 277–281.
2. Семёнова М.Н., Семёнов А.С., Бебихов Ю.В., Рябов Д.С., Чечин Г.М., Рахматуллина Ж.Г., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. Некоторые характеристики одномерных делокализованных нелинейных колебательных мод треугольной решетки с морзевским взаимодействием, Фундаментальные проблемы современного материаловедения (2018) (в печати).

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ВОЛОКНИСТОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ

Сергеев С.Н.[1], Галеев Р.М.[1], Сафаров И.М.[1], Корзникова Г.Ф.[1], Гладковский С.В.[2], Двойников Д.А.[2].

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа
[2]Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург
nikocem17@gmail.com

Получение в низкоуглеродистых сталях ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры разного типа сопровождалось проявлением нетипичных для традиционных методов деформационной и термической обработки эффектов повышения ударной вязкости с понижением температуры [1]. Эти эффекты не удается объяснить в рамках классической теории вязко-хрупкого перехода в сталях и требуется расширение методов исследований и анализа для более глубокого изучения природы и механизмов обнаруженного явления. С целью выявления причин неоднозначного поведения материала при испытаниях на ударный изгиб в области отрицательных температур авторами работы проведено исследование низкоуглеродистых сталей с волокнистой УМЗ структурой современными методами структурного анализа.

Показано, что в изученных низкоуглеродистых сталях 05Г2МФБ и 12ГБА после теплой прокатки формируется волокнистая УМЗ структура со средним размером зерен/субзерен в поперечном сечении – 0,4 и 0,5 мкм соответственно.

Установлено, что дополнительный отжиг для снятия внутренних напряжений при температуре 550°С в течение одного часа в стали 05Г2МФБ не приводит к существенным изменениям структуры, то есть средний размер зерна/субзерна и размер карбидов остается постоянным. В отличие от этого в стали 12ГБА наблюдался рост среднего размера зерна\субзерна с 0,4 мкм до 0,5 мкм и коагуляция карбидов.

Температурные зависимости ударной вязкости сталей, полученные при испытаниях на ударный изгиб, значительно отличались. В стали 12ГБА после теплой прокатки температурная зависимость ударной вязкости имеет вид типичной сигмоидальной кривой. В стали 05Г2МФБ нижний порог ударной вязкости при температуре испытания минус 196°С возрастает в несколько раз, при этом кривая зависимости имеет практически линейный вид, не характерный для металлов и сплавов с объёмно-центрированной кубической решеткой.

Проведенный отжиг при 550°С привел к изменению вида сериальной кривой ударной вязкости сталей. В стали 05Г2МФБ зависимость KCV от температуры стала более линейной, а верхний порог остался на том же уровне, что и после прокатки и составил KCV=1,6 МДж/м^2. В стали 05Г2МФБ после отжига верхний порог ударной вязкости при комнатной температуре увеличился, а сама температура вязко-хрупкого перехода сместилась в область более низких температур. При этом сохранился сигмоидальный вид кривой ударной вязкости от температуры испытаний.

Фрактографический анализ поверхности разрушения в образцах после прокатки показал, что в стали 12ГБА излом при температуре минус 196° С является полностью хрупким, а в стали 05Г2МФБ – относится к смешенному типу, в котором имеются характерные расщепления и наблюдаются участки как хрупкого, так и вязкого разрушения. Дополнительный отжиг не показал существенных изменений на поверхности разрушения как в стали 12ГБА, так и в стали 05Г2МФБ.

Литература

1. Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Пышминцев И.Ю.// Аномалия температурной зависимости ударной вязкости низкоуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой. Доклады Академии Наук. 2016. 466 (3), С.289-292.

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МАССИВНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА 1570С, ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ

Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Ильясов Р.Р., Латыпова О.Э., Маркушев М.В.

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

Термонеупрочняемый сплав 1570С (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, вес.%) является одним из перспективных конструкционных материалов авиакосмической техники. Он легко обрабатывается давлением при повышенных температурах, в (ультра)мелкозернистом (УМЗ) состоянии демонстрирует уникальные сверхпластические свойства. Одним из критичных вопросов промышленного использования сплава является отсутствие эффективного технологического процесса получения массивных предзаготовок с УМЗ структурой.

В данной работе исследуются структура и свойства массивных заготовок сплава, подвергнутых всесторонней изотермической ковке (ВИК) с целью измельчения зерен.

Заготовки ∅80х150 мм, вырезанные из гомогенизированного при 360°С в течение 6 часов слитка, деформировали при 325°С ($T \approx 0{,}65T_{пл}$) до суммарной степени $e \approx 12$ по схеме, представленной на рис. 1. Форма и размеры заготовки при этом сохранялись приблизительно одинаковыми после каждого перехода. Структуру сплава исследовали в центральной части заготовок, применяя стандартные методы оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Микротвердость измеряли по методу Виккерса при комнатной температуре. Испытания на растяжение образцов с размерами рабочей части 1,5х3х6 мм проводили при комнатной и повышенных температурах.

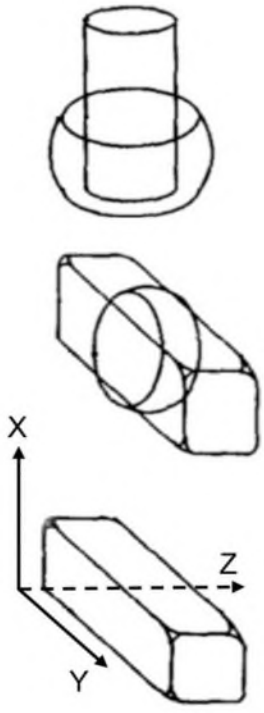


Рис. 1. Схема ВИК

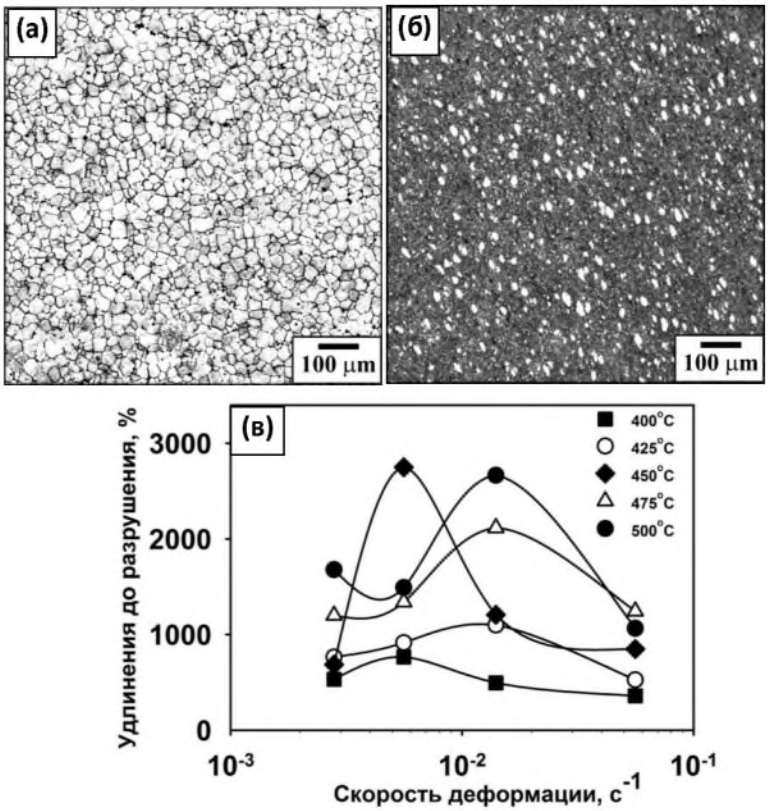


Рис. 2. Микроструктура сплава до (а) и после (б) ВИК, и удлинения до разрушения после ВИК (в)

В исходном состоянии сплав имел равноосную зеренную структуру с размером зерна около 25 мкм (рис. 2 а) и содержал равномерно распределенные наноразмерные (около10 нм в диаметре) когерентные выделения $Al_3(Sc,Zr)$. В результате ВИК в заготовках была получена достаточно однородная УМЗ структура с размером новых зерен около 2 мкм и их объемной долей около 0,8 (темные области на рис. 2 б), формирование которой было обусловлено многоэтапностью и разнонаправленностью деформации, обеспечившей равномерность измельчения зерен по объему заготовки. Доля большеугловых границ и средний угол разориентировки межкристаллитных границ в такой структуре составили 0,78 и 31,4°, соответственно.

Обнаружено, что ковка, несмотря на значительное измельчение зерен, не привела к упрочнению сплава, но заметно повысила его пластичность при комнатной температуре (Табл. 1). Отсутствие разницы в прочности до и после ВИК, видимо, было вызвано компенсацией структурного (Холл-Петчевского) упрочнения от измельчения зерен аналогичным по величине разупрочнением, связанным с уменьшением дисперсионного твердения из-за некоторого увеличения размера частиц $Al_3(Sc,Zr)$ при высокотемпературной обработке [1]. Повышение пластичности было преимущественно вызвано уменьшением размера зерна.

Таблица 1. Механические свойства сплава 1570С при комнатной температуре

Состояние	Hv	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Исходное	105±10	240±3	355±6	28±1
ВИК при 325°С	105±10	235±5	360±5	38±3

Оценка термической стабильности сплава по результатам отжига в течение 1 часа в интервале температур 325-500°С показала, что полученная УМЗ структура стабильна вплоть до 425°С. При более высоких температурах имел место аномальный рост зерен, приводивший к резкому уменьшению доли мелких зерен.

Сплав после ВИК продемонстрировал высокие характеристики сверхпластичности в интервале температур 400-500°С с удлинениями до разрушения более 500% при скоростях деформации вплоть до 10^{-1} $с^{-1}$ (рис. 2 в), что свидетельствовало о реализации в сплаве эффекта высокоскоростной сверхпластичности. Максимальные удлинения до разрушения около 2800% фиксировались при 475 °С и $5,6x10^{-3}$ $с^{-1}$ и 500°С и $1,4x10^{-2}$ $с^{-1}$.

Сделан вывод о том, что высокотемпературная ВИК является эффективным методом обработки объемных заготовок из сплава 1570С, приводящим к формированию в них стабильной и сравнительно однородной УМЗ структуры с размером зерна около 2 мкм. Сплав с такой структурой демонстрирует уникальное сочетание параметров статической прочности и сверхпластичности. Данный метод может быть эффективно применен для обработки близких по природе и структуре сложнолегированных алюминиевых сплавов, а также сплавов на других основах со структурой матричного типа.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ по гранту А 16-08-01189

Литература

1. Avtokratova E., Sitdikov O., Mukhametdinova O., Markushev M., Murty S.V.S.N., Prasad M.J.N.V., Kashyap B.P., Microstructural evolution in Al–Mg–Sc–Zr alloy during severe plastic deformation and annealing // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 673. P. 182.

ВЛИЯНИЕ abc КОВКИ С ПОНИЖЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ТЕРМОНЕУПРОЧНЯЕМОГО Al-Mg СПЛАВА С ДОБАВКАМИ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Гарипова Р.Н., Маркушев М.В.

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

Исследовали структуру и микротвердость литого и гомогенизированного алюминиевого сплава 1570С (Al-5Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr, вес. %) после всесторонней ковки (ВК), которую проводили с чередованием осей приложения нагрузки (по схеме «abc») на образцах с размерами 18x17x10 мм с однократной степенью осадки 0,7, скоростью деформации ~10^{-2} c^{-1} и постепенным понижением температуры с 450°С ($T \approx 0{,}8T_{пл}$) на 25°С в каждом проходе. Пластичность сплава в процессе ВК оказалась достаточной для деформирования образцов без образования трещин до суммарной степени деформации $e \approx 10{,}5$, достигаемой при 100°С (около $0{,}4T_{пл}$). Для сравнения, деформация данного сплава при постоянных температурах ниже 150°С приводила к его разрушению уже при $0{,}7 < e < 1{,}4$ из-за макроскопической локализации пластического течения и развития макроскопических трещин, что делало невозможным применение схемы ВК для его дальнейшей обработки.

Анализ микроструктуры показал, что в исходном состоянии сплав имел крупнозернистую структуру с размером зерна около 25 мкм и равномерным распределением наноразмерных алюминидов $Al_3(Sc,Zr)$. ВК приводила к постепенному измельчению зерен. При $e \leq 4{,}2$ и $T > 325$°С новые зерна зарождались преимущественно в области мантии исходных зерен, в результате чего формировалась бимодальная структура, которая сохранялась до $e \approx 6{,}3$ ($T \approx 250$°С). При последующей ВК структура сплава становилась более гомогенной и мелкозернистой и при завершении процесса обработки практически полностью трансформировалась в нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов 100 – 150 нм, упрочненную нанодисперсными выделениями $Al_3(Sc,Zr)$, сохранившими близкие к исходным размеры и однородное пространственное распределение. При этом во всем исследованном интервале степеней (температур) деформации средний размер деформационно-индуцированных (суб)зерен характеризовался степенной зависимостью от напряжений течения с показателем степени, близким к -0,75.

Оценка микротвердости показала, что ВК при высоких температурах ($T \geq 325$°С) и низких степенях деформации ($e < 4{,}2$) не вызывала значимого упрочнения сплава, несмотря на явные изменения структуры его матрицы (твердость составляла 105±10Hv). При дальнейшем понижении температуры с 325°С до 100°С и при увеличении суммарной степени деформации с 4,2 до 10,5 имело место значительное увеличение твердости сплава до 155 – 160 Hv. Такой прирост прочности был обусловлен как зернограничным (Холл-Петчевским) упрочнением, так и повышением дефектности структуры на фоне распада алюминиевого твердого раствора с выделением β-фазы (Al-Mg). Полученный при $e = 10{,}5$ и 100°С уровень микротвердости был соизмерим, например, с величинами, достигаемыми в сплаве 1570 после кручения под высоким давлением при 200°С [1]. Обсуждена природа структурных изменений и механического поведения сплава в процессе ВК с понижением температуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ по гранту А 16-08-01189.

Литература

1. Мурашкин М.Ю., Кильмаметов А.Р., Валиев Р.З. Особенности структуры и механические свойства алюминиевого сплава 1570, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением // Физика металлов и металловедение. 2008. Т. 106, N 1. С. 93.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ14

Мослех А.О., Котов А.Д., Михайловская А.В., Ситкина М.Н., Портной В.К.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Кафедра металловедения цветных металлов, г. Москва, Россия
kotov@misis.ru

Титановые сплавы, применяемые в авиационных конструкциях, относятся к трудно деформируемым материалам [1]. Сверхпластическая формовка является одним из эффективных способов получения сложных деталей из листовых заготовок. Применение данного метода позволяет снизить себестоимость сложнопрофильных изделий [2]. Отличительной чертой серийных промышленных двухфазных титановых сплавов является способность к сверхпластической деформации без специальной подготовки микроструктуры.

Для прогнозирования поведения титановых сплавов в условиях формовки используют компьютерное моделирование. Возможность моделирования сверхпластической формовки позволяет определить оптимальный режим в сжатые сроки, не прибегая к прямому эксперименту.

Целью данного исследования является разработка конструктивной модели, с использованием модели Аррениуса, для определения поведения сплава Ti-4Al-1V-3Mo при деформации в области температур сверхпластической деформации.

Исследовали лист титанового сплава ВТ14 с исходной толщиной 1.2 мм химического состава Ti-4%Al-1%V-3%Mo, полученный по стандартной технологии на ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Испытания с постоянной скоростью деформации проводили в интервале сверхпластичного состояния сплава со скоростями от 1×10^{-4} $с^{-1}$ до 1×10^{-2} $с^{-1}$. На рисунке 1 (а-г) представлены графики зависимости напряжения течения от степени деформации листов сплава ВТ14.

Структурная модель Аррениусовского типа строится с использованием параметра Зенера-Холломона (Z) с гиперболической синусоидальной функцией (уравнения 1-3) [1]. Для построения предложенной модели [3-4] использовались данные, полученные в результате испытаний на растяжение при постоянной скорости деформации. Для оценки адекватности разработанной модели использовались коэффициент корреляции (уравнение 4), а среднюю ошибку определяли по уравнению 5. В результате было установлено, что для исследуемых сплавов спрогнозированное напряжение течения хорошо согласуется с экспериментальными данными (рисунок 1).

$$Z = \dot{\varepsilon} exp^{\frac{Q}{RT}} \tag{1}$$

$$\dot{\varepsilon} = Af(\sigma)exp^{\left(-\frac{Q}{RT}\right)} = A_3[\sinh(\alpha\sigma)]^{n_2}exp^{\left(-\frac{Q_3}{RT}\right)} - \quad for\ all\ \sigma \tag{2}$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha}\ln\left\{\left(\frac{Z}{A_3}\right)^{\frac{1}{n_2}} + \left[\left(\frac{Z}{A_3}\right)^{\frac{2}{n_2}} + 1\right]^{\frac{1}{2}}\right\} \tag{3}$$

$$R = \frac{\sum_{i=1}^{N}(E_i - \bar{E})(P_i - \bar{P})}{\sqrt{\sum_{i=1}^{N}(E_i - \bar{E})^2 \sum_{i=1}^{N}(P_i - \bar{P})^2}} \tag{4}$$

$$Error = \frac{1}{\varepsilon_{max}} \int_0^{\varepsilon_{max}} |E_i(\varepsilon) - P_i(\varepsilon)|\ d\varepsilon \tag{5}$$

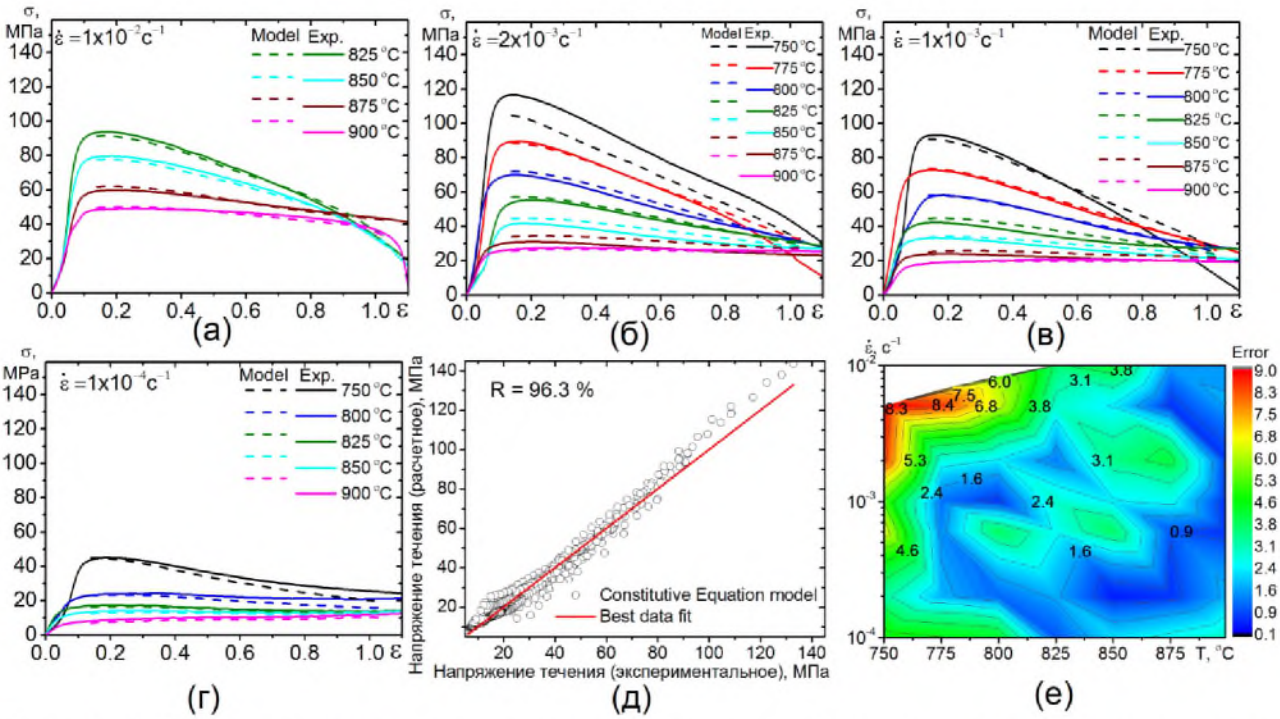


Рисунок 1. Графики сравнения экспериментальных результатов (линии) и рассчитанных по модели Аррениуса типа значений (пунктир) при 1×10^{-2} $с^{-1}$ (а), 2×10^{-3} $с^{-1}$ (б), 1×10^{-3} $с^{-1}$ (в) и 1×10^{-4} $с^{-1}$ (г); корреляция между экспериментальными и рассчитанными данными напряжения течения (д) и полученные значения ошибки между экспериментальным и расчетным напряжением (е).

В заключение можно отметить, так как расчетные данные хорошо согласуются с экспериментально полученными значениями, то полученная модель может быть использована для характеристики высокотемпературной деформации и выбора оптимальных режимов при сверхпластической формовке титанового сплава ВТ14.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 18-79-00348.

Список литературы:

1. Sha W., Malinov S. Titanium Alloys. Modelling of Microstructure, Properties and Applications. Woodhead Publishing, Cambridge, 2009. 588 p.
2. Moiseyev V.N. Titanium Alloys Russian Aircraft and Aerospace Applications. CRC Press, New York, 2005, 206 p.
3. Zener C., Hollomon J.H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel // J. Appl. Phys. 1944. V. 15. P. 22-32.
4. Jonas, J.J.; Sellars, C.M.; Tegart,W.J.M. Strength and structure under hot-working conditions. Metall. Rev. 1969, 14, 1–24.

МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ С РАЗНЫМ ТИПОМ СТРУКТУРЫ

Ситкина М.Н., Яковцева О.А., Котов А.Д.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
mariia_sitkina@mail.ru

Развитие современной промышленности невозможно без разработки и внедрения в производство эффективных технологий. Сверхпластическая формовка относится к одной из таких операций, которая позволяет получать изделия, имеющие сложную геометрическую форму.

Сплавы на базе системы Al – Zn – Mg – Cu проявляют высокие характеристики прочности и пластичности в процессе сверхпластической деформации при достаточно высоких скоростях [1-2].

Наиболее известен сплав AA7475 [3]. Однако для него характерно интенсивное развитие пористости в процессе деформации [4-5], что ограничивает возможность получения высоких относительных удлинений, а также значительно снижает механические свойства. Поэтому применяют сплав на базе той же системы с добавками Ni и Zr, для которого характерны удлинения более чем 600 % без разрушения [6].

Для использования эффекта сверхпластичности важно знать вклады механизмов деформации в общее удлинение сплавов, и в том числе их влияние на порообразование в процессе сверхпластического течения.

Целью работы являлось изучение механизмов и эволюции структуры в сплавах следующих составов: Al – 6Zn –2,5Mg – 1,8Cu – 0,2Cr (1) (AA7475) и Al – 4Zn – 4Mg – 1Cu – 3Ni – 0,3Zr (2). Перед проведением испытаний на сверхпластичность, сплав (1) имеет исходную рекристаллизованную структуру, а в сплаве (2) с исходной волокнистой структурой рекристаллизация полностью завершается только в процессе деформации.

Показатели сверхпластичности, действующие механизмы, порообразование и микроструктура сплавов были изучены при следующих оптимальных температурно – скоростных режимах сверхпластической деформации: сплав (1) – $2 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$, 500 °С, сплав (2) – $2 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ и 480 °С.

Вклады механизмов в общую деформацию сплавов были рассчитаны по изменениям линий маркерных сеток, которые были нанесены на подготовленную поверхность образцов при помощи ионного микроскопа *«STRATA FIB 205»*.

Образцы из сплава (1) подвергали последовательной деформации с одинаковым шагом на разрывной машине от 0,69 до 1,6, а в случае сплава (2) от 0,67 до 1,31 при выбранных оптимальных режимах.

Эволюция рельефа поверхности одного из исследуемых сплавов во время сверхпластической деформации представлена на рис. 1.

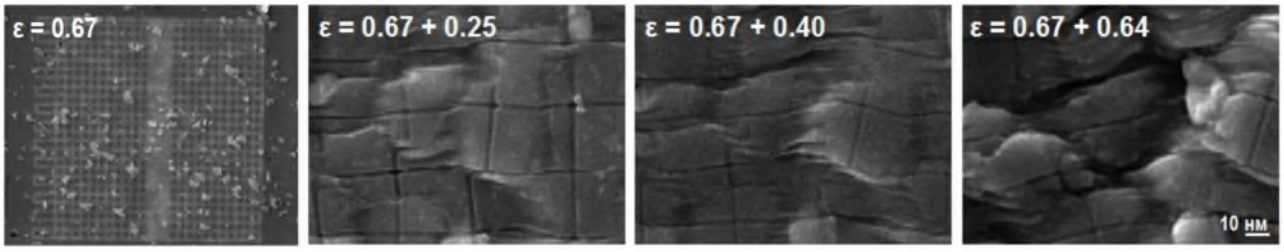


Рис. 1. Изменение поверхности образца с маркерными сетками в процессе последовательной деформации сплава (2) со скоростью $2 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$ при температуре 480 °С

Во время сверхпластической деформации появляются смещения линий маркерных сеток, наблюдаются вращение и смена соседей зерен. Также заметно образование складчатых зон по межзеренным границам, ширина которых увеличивается с ростом степени деформации. Все эти признаки являются действием трех основных механизмов деформации: зернограничного скольжения, внутризеренной деформации и диффузионной ползучести [4].

По смещениям линий маркеров по межзеренным границам были рассчитаны вклады зернограничного скольжения. В результате вклад зернограничного скольжения в сплаве (1) уменьшается с 58% до 23% при деформации до 1,6 при температуре 500 °С со скоростью $2 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$. А в сплаве (2) вклад уменьшается с 21 до 12% в случае деформации до 1,31 при температуре 480 °С со скоростью $2 \cdot 10^{-3}$ $с^{-1}$.

Доля внутризеренной деформации в общее удлинение была рассчитана по смещениям маркеров в пределах одного зерна и не превысила 14 % для двух сплавов в процессе последовательного увеличения степени деформации.

Сверхпластическая деформация сплава AA7475 сопровождается интенсивным образованием и ростом пор. Рассчитанная объемная доля пор при деформации до разрушения составляет 4,5 %. В случае сплава Al – 4Zn – 4Mg – 1Cu – 3Ni – 0,3Zr - 1,8 %.

Максимальный объем пор объясняется наибольшим вкладом зернограничного скольжения в случае сплава (2). Зарождение и развитие пустот возникает в результате разворотов и смены соседей зерен, которые являются признаками действия зернограничного скольжения в процессе сверхпластического течения.

Применение сплава (2) с наименьшим вкладом зернограничного скольжения и соответственно с минимальным объемом пор позволяет достигать высоких относительных удлинений и, следовательно, получать изделия более сложной формы с наименьшими энергетическими затратами и мощностью оборудования.

Автор выражает благодарность научным руководителям: к.т.н. Михайловской А.В., проф., д.т.н. В.К. Портному.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта Президента № МК-2301.2017.8.

Литература

1. F.C. Liu and Z.Y. Ma. Contribution of grain boundary sliding in low-temperature superplasticity of ultrafine-grained aluminum alloys. // Scripta Materialia. 2010. V. 62. P. 125–128.
2. Z.P. Chen, P.F. Thomson. A study of post-form static and fatigue properties of superplastic 7475-SPF and 5083-SPF aluminium alloys. // Journal of Materials Processing Technology. 2004. V. 148. P. 204.
3. R. K. Mahindhara, H.S. Yang, A.K. Mukherjee. The effect of grain size and prestrain on the superplastic behaviour of a 7475 aluminium alloy. 1994. V.85. P. 715-722.
4. A.V. Mikhaylovskaya, O.A. Yakovtseva, M.N. Sitkina, A.D. Kotov, A.V. Irzhak, S.V. Krymskiy, V.K. Portnoy. Comparison between superplastic deformation mechanisms at primary and steady stages of the fine grain AA7475 aluminium alloy. // Materials Science & Engineering A. 2018. V.718. P. 277–286.
5. C.L. Chen , M.J. Tan. Cavity growth and filament formation of superplastically deformed Al 7475 Alloy. // Materials Science and Engineering A298. 2001. P. 235–244.
6. A. D. Kotov, A. V. Mikhaylovskaya, V. K. Portnoy. Effect of the Solid_Solution Composition on the Superplasticity Characteristics of Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr Alloys. The Physics of Metals and Metallography, 2014, Vol. 115, No. 7, P. 730–735.

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ БИОИНЕРТНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti-Nb ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ

Соснин К.В. [1], Романов Д.А. [1], Громов В.Е. [1], Филяков А.Д. [1], Гаевой Е.А. [1]

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк
k.sosnin@mail.ru

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 научного исследования заключается в том, что предлагаемая к использованию электровзрывная обработка титанового сплава позволит сформировать на его поверхности биоинертные покрытия систем Ti-Nb и Ti-Zr. Это позволит кардинальным образом менять структурно-фазовое состояние титанового имплантата, создавать на его поверхности биоинертные наноструктурные покрытия с низким модулем упругости. В результате выполнения проекта будет разработана научно-инновационная продукция – титановый имплантат, защищённый электровзрывными покрытиями систем Ti-Nb и Ti-Zr. Разработанный имплантат будет иметь 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 настоящее время в мировой литературе отсутствуют сведения о методах и подходах к формированию биоинертных покрытий систем Ti-Nb и Ti-Zr на медицинских имплантатах методом электровзрывного напыления. Следовательно, предлагаемые в проекте методы и подходы являются оригинальными, а ожидаемые результаты новыми, не имеющими отечественных и мировых аналогов. Рассматриваемый подход получения биоинертных покрытий систем Ti-Nb и Ti-Zr является экологически чистым (все процессы протекают в вакуумной камере установки), новым и будет реализован благодаря использованию перспективной методики электровзрывного напыления, позволяющей формировать композиционные покрытия с различной структурой. Фундаментальная новизна будет обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий.

Получение биоинертных покрытий систем Ti-Nb и Ti-Zr будет при помощи перспективной методики электровзрывного напыления. Будут выбраны такие режимы электровзрывного напыления, которые позволят получить минимальную степень шероховатости их поверхности, гомогенизацию и наноструктурирование, повысить износостойкость и получить модуль упругости, сопоставимый с костной тканью человека. Наноструктурирование (размер кристаллитов до 100 нм) поверхностного слоя толщиной в десятки микрометров будет осуществляться в условиях импульсного переплавления поверхности тартановых имплантатов и покрытия с последующим высокоскоростным охлаждением путем отвода тепла в объем интегрально холодного образца - имплантата. Фундаментальная новизна будет обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий. Успешное решение сформулированной в проекте фундаментальной задачи требует использования междисциплинарного подхода.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а.

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ В БИНАРНЫХ И ТЕРНАРНЫХ СИСТЕМАХ В РАМКАХ ДВУМЕРНОЙ МОДЕЛИ КРИСТАЛЛА С КВАДРАТНОЙ РЕШЕТКОЙ

Субхангулова А.М. [1,2], **Абдуллина Д.У.** [1,2], **Корзникова Е.А.** [1], **Дмитриев С.В.** [1], **Валитов В.А.** [1,2]

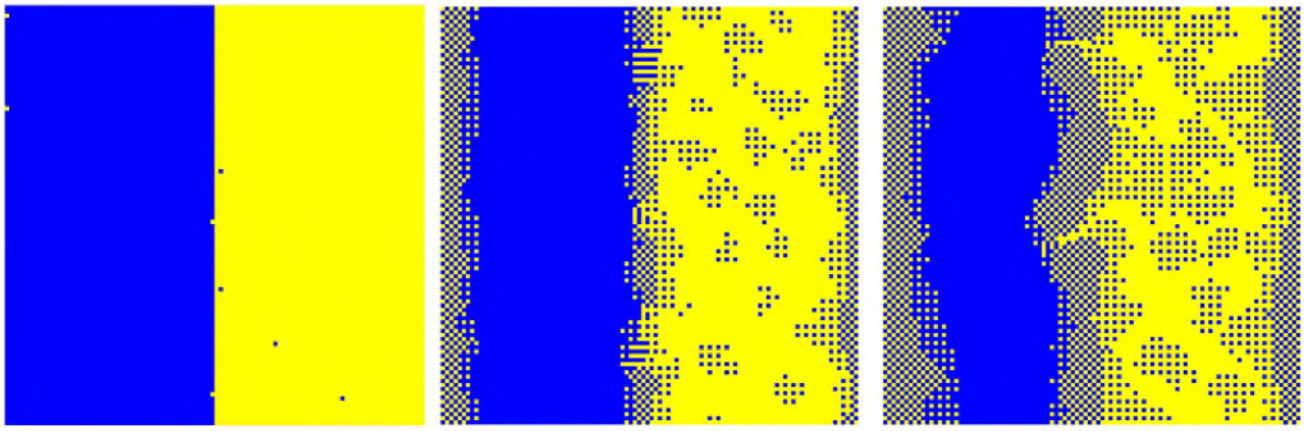
[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
valitov_va@mail.ru

Представлена компьютерная модель, позволяющая на качественном уровне исследовать в бинарных и тернарных системах такие процессы как диффузионная сварка разнородных металлов, кинетика фазового перехода порядок-беспорядок и другие процессы, контролируемые диффузией. Моделируется диффузия по вакансионному механизму, при этом вычисляются энергии, связанные с перескоком одного из восьми атомов с первой или второй координационной сферы в вакансию, и с помощью датчика случайных чисел определяется какой из восьми атомов займет место вакансии. Более вероятными будут те перескоки, которые приводят к большему выигрышу энергии, однако перескоки с проигрышем энергии также возможны, но с меньшей вероятностью. Учитывается роль температуры, которая состоит в выравнивании вероятностей перескока с ростом температуры, вне зависимости от выигрыша или проигрыша энергии. Решетка считается недеформируемой, иными словами, влиянием размера атомов пренебрегаем.

На Рис. 1 показана кинетика процесса диффузионной сварки двух металлов, A (темные точки) и B (светлые точки). На (а-в) показаны распределения компонент в ходе развития процесса взаимной диффузии. На (б) и (в) хорошо видна асимметрия процесса диффузии: Внутри металла B происходит образование островков упорядоченной структуры со стехиометрией AB_3, а внутри металла A островков других фаз не образуется и изменения происходят только на границах области, занимаемой этим металлом. На (в) хорошо видно, что металл A граничит с упорядоченной фазой A_3B, которая переходит в упорядоченную фазу AB. Расчет энергий всех наблюдаемых фаз показал, что наименьшую энергию, при выбранных параметрах модели, имеет фаза AB.

Представленная модель может использоваться как в учебных целях, так и для качественного описания многих процессов, контролируемых диффузией, в бинарных и тернарных сплавах.

Работа была поддержана грантом РНФ № 18-19-00685.



(а) (б) (в)

Рис. 1. Распределение компонент A (темные точки) и B (светлые точки) в расчетной ячейке: (а) Начало процесса диффузионной сварки двух металлов; (б) и (в) развитие данного процесса во времени.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ КРУЧЕНИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Сундеев Р.В.[1,2], Глезер А.М.[1], Шалимова А.В.[1], Менушенков А.П.[4], Чернышова О.В.[4]

[1] ФГУП « ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», Москва, Россия
[2] Московский технологический университет (МИРЭА), Москва, Россия
[4] НИЯУ МИФИ, Москва, Россия
sundeev55@yandex.ru

Структура аморфных металлических сплавов, полученных закалкой из расплава, остается одной из наименее изученных областей современного материаловедения. Достаточно реалистичные структурные модели, предложенные к настоящему времени, предусматривают кластерное строение материалов, возникающее при частичной релаксации структуры переохлажденного расплава. В отличие от полностью статистического распределения атомов в пространстве многокомпонентные аморфные сплавы (особенно сплавы типа «металл-неметалл») характеризуются ярко выраженным топологическим и композиционным ближним порядком. Кроме того, аморфное состояние сплавов, как правило, характеризуется определенным количеством геометрически необходимого, а также избыточного свободного объема. Последнее приводит к пониженной на несколько процентов удельной плотности аморфных сплавов относительно соответствующего кристаллического состояния.

В связи с низкой термодинамической стабильностью металлических аморфных сплавов в результате диффузионных перестроек под воздействием внешних факторов они могут переходить в более устойчивое метастабильное состояние. Подобный переход (структурная релаксация) приводит к росту композиционного и топологического ближнего порядка, к частичному снижению доли избыточного свободного объема и в пределе к образованию зародышей кристаллических фаз, а затем - к частичной или полной кристаллизации.

В работе методами EXAFS в синхротронном изучении, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проанализировано влияние температуры деформации (293 и 77 К) при кручении под высоким давлением (КВД) на атомную структуру и тепловой эффект кристаллизации при непрерывном нагреве аморфных сплавов $Fe_{83-x}Ni_xB_{17}$ (x = 25, 29, 33), полученных закалкой из расплава. Если КВД при 293 К приводит к снижению теплового эффекта кристаллизации, то КВД при 77 К, наоборот, к его повышению вне зависимости от состава сплавов. Сделано заключение, что обнаруженный эффект является следствием явления обратимости характера структурных превращений в изученных сплавах при варьировании температуры деформации. Структурные исследования показали, что КВД при 293 К приводит к более упорядоченному состоянию (к частичной кристаллизации) исходных аморфных сплавов, а КВД при 77 К, наоборот, стимулирует образование более совершенной аморфной структуры (подавление ближнего порядка и повышение средних значений координационных чисел вокруг атомов железа в первой координационной сфере).

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (грант № 16-32-60034 мол_а_дк).

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ И СТРУКТУРУ БЕСКИСЛОРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ CoFeZr-MgF_2

Трегубова Т.В., Стогней О.В., Трегубов И.М., Кирпан В.В., Непочатая И.А.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж
ttv1507@yandex.ru

Исследовано влияние нагрева и термического отжига на электрическое сопротивление и структуру бескислородных композитов $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$, уникальных тем, что они не содержат кислородосодержащих фаз (в качестве диэлектрика использована фторидная фаза MgF_2). Ранее было установлено [1], что данная система проявляет свойства типичные для композитов металл-оксид (наличие электрического порога перколяции и туннельного магниторезистивного эффекта, достигающего 3 %). Также было установлено, что термические отжиги, проводимые при 350 °С, не влияют на величину эффекта. Целью исследования было установление причины термической устойчивости магниторезистивного эффекта в композитах $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$.

Установлено, что в отличие от оксидных композитов система $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$ является кристаллической. На рентгенограммах от образцов в исходном состоянии присутствуют пики от кристаллического MgF_2, а также от кристаллической фазы CoFe. Предполагается, что это следствие растворения атомов Zr в диэлектрической фазе и взаимодействия его с магнием. Температурная зависимость электрического сопротивления R(T) и термические отжиги композитных образцов проводились в вакуумной камере с давлением не выше 10^{-3} мм.рт.ст. Характер зависимости R(T) определяется концентрацией металлической фазы (рис.1). В доперколяционных композитах R при нагреве увеличивается на несколько порядков, выходя на максимум в районе 350 – 450 °С (в зависимости от состава), а в композитах, находящихся за порогом - сопротивление монотонно уменьшается. Характерно, что в доперколяционных композитах отжиги при 350 °С не влияют на структуру композитов (дифрактограммы полностью совпадают), см. рис. 2. Различия в структуре проявляются только после отжига при 600 °С. Таким образом, сохранение высоких значений магнитосопротивления после отжигов связано с высокой устойчивостью наногранулированной структуры в доперколяционных композитах.

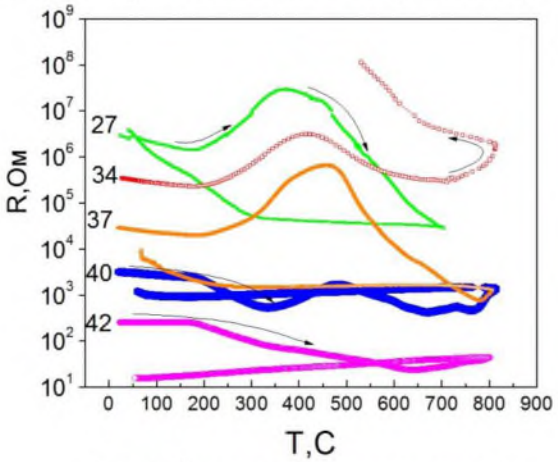


Рис. 1. Температурная зависимость электрическогосопротивления композитов $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$

В композитах за порогом перколяции отжиги меняют структуру, но изменения не носят качественного характера.

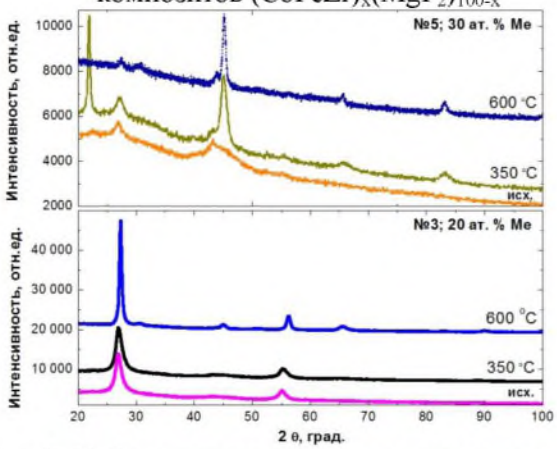


Рис. 2. Дифрактограммы образцов композита $(CoFeZr)_x(MgF_2)_{100-x}$ в исходном состоянии и после отжигов

Литература:

1. Электрические и магниторезистивные свойства композитов $(Co_{47}Fe_{42}Zr_{11})_x(MgF_2)_{100-x}$ и $Co_x(MgF_2)_{100-x}$ Трегубова Т.В. и др. // ФТТ-2016 Сб. докладов Межд. научн. конф. – 2016. Т. 3. - С. 235-238.

ПОВЫШЕНИЕ ТОЧНОСТИ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ПОЛУСФЕР

Тулупова О.П.[1], Ганиева В.Р.[1], Круглов А.А.[1,2], Еникеев Ф.У.[1]

[1]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
box_mail_2011@mail.ru

Детали полусферической формы широко применяются в различных отраслях для получения сферических сосудов высокого давления путем сварки двух полусфер. К подобным сосудам предъявляют высокие требования по надежности и конструкционной прочности, поэтому их изготавливают из титановых сплавов и нержавеющей стали. Наиболее перспективным методом изготовления полусферических изделий является сверхпластическая формовка (СПФ) листового проката. Вместо трудоемких натурных экспериментов для изучения формообразования полусфер эффективно применяется математическое моделирование, в частности, компьютерные модели, созданные на базе метода конечных элементов.

Степень адекватности компьютерной модели зависит от точности определения значений постоянных материала, входящих в определяющее соотношение. Наиболее широко используемым в литературе по сверхпластичности (СП) является степенная модель:

$$\sigma = K\xi^m \qquad (1)$$

где σ – напряжение течения, ξ – скорость деформации, K и m постоянные материала.

В работе [1] был предложен подход дающий возможность определения высоты купола по двум экспериментальным точкам продолжительности формовки полусфер при ризных значениях давления газа. В работе [2] известная методика была модифицирована и это сделало возможным по двум экспериментальным точкам одновременного определения высоты купола и толщины в полюсе купола в зависимости от продолжительности формовки полусферы. Согласно методике постоянные материала K *и* m, входящие в (1), определяются по результатам двух технологических экспериментов, которые представляют собой набор экспериментальных данных: $\{t_i,\ p_i,\ h_i,\ s_i\}$, i=1, 2, где t_i, продолжительность формовки полусферы при постоянном давлении p_i=const до высоты купола h_i = const и толщины в полюсе s_i. Методика состоит из трех этапов и представляет собой обратный анализ с последовательным уточнением постоянных материала K и m. Для уточнения значений K и m на втором и третьем этапах выбирается один экспериментальный набор данных из двух имеющихся (т.е. i=1 или i=2). Применение конечно-элементного моделирования в программном комплексе ANSYS 10ED с последующим сопоставлением полученных численных результатов с экспериментальными данными позволило подтвердить достоверность полученных расчетов.

Методика проверена на экспериментах по СПФ полусфер из листовых заготовок алюминиевого сплава АА5083 (аналог АМг4) толщиной 1,2 мм в цилиндрическую матрицу диаметром 100 мм с входным радиусом 5 мм при температуре формовки 450 °С (таблица 1).

Таблица 1. Экспериментальные наборы данных [3]

Давление, МПа	Время, с	Высота купола, мм	Толщина купола в полюсе, мм
0.29	1080	46.5	~0.48
0.56	120	43.2	~0.51

Далее представлены результаты конечно–элементного моделирования с применением значений постоянных материала K и m, полученными с использованием на втором и третьем

этапах методики экспериментального набора полученного при СПФ полусферы с постоянным давлением газа p_1=0.29 МПа (таблица 2) и p_2=0.56 МПа (таблица 3).

Таблица 2. Сравнение результатов конечно–элементного моделирования при m=0.43 и K=216.99 МПа·с^m (s_{ANS}, t_{ANS})с экспериментальными данными (s_{Exp}, t_{Exp})

Давление газа, МПа	Толщины купола в полюсе, мм			Время формовки купола, с		
	s_{Exp}	s_{ANS}	Δ, %	t_{Exp}	t_{ANS}	Δ, %
0.29	***0.48***	***0.481***	***≈0.23***	***1080***	***1076.83***	***≈0.37***
0.56	0.51	0.53	≈3.9	120	194.58	≈62

Таблица 3. Сравнение результатов конечно–элементного моделирования при m=0.37 и K=150.18 МПа·с^m (s_{ANS}, t_{ANS}) с экспериментальными данными (s_{Exp}, t_{Exp})

Давление газа, МПа	Толщины купола в полюсе, мм			Время формовки купола, с		
	s_{Exp}	s_{ANS}	Δ, %	t_{Exp}	t_{ANS}	Δ, %
0.29	0.48	0.464	≈3.3	1080	770.02	≈28.7
0.56	***0.51***	***0.509***	***≈0.01***	***120***	***120.23***	***≈0.19***

Из представленных в таблицах результатов сопоставления численных значений с соответствующими экспериментальными данными можно увидеть, что погрешность не более 1 % наблюдается с тем набором, который был выбран для уточнения постоянных материала K и m на втором и третьем этапе расчетов согласно методике.

Это объясняется тем, что стандартная модель материала СП (1) не позволяет добиться одинаковой точности моделирования, как по продолжительности формовки, так и по толщине купола в полюсе при разных величинах постоянного давления с одними и теми же значениями постоянных материала K и m.

Известно, что явление СП проявляется в узком интервале скоростей деформации, и поэтому необходимо регулировать подачу давления газа для формообразования с постоянной скоростью деформации в полюсе купола. Для обеспечения данного режима необходимо изменять величину давления газа, согласно расчетным формулам (2) и (3).

$$p(\alpha) = 2 \cdot \sigma_{opt} \cdot \left[\frac{s_0}{(R_0 + r_0)} \right] \cdot \left[\frac{\sin^3 \alpha}{\alpha^2} \cdot \frac{1}{1 - r_0 \sin\alpha} \right] \quad (2),$$

$$t(\alpha) = \frac{1}{\xi_{opt}} \cdot 2 \cdot \ln\left(\frac{\alpha}{\sin\alpha} \right) \quad (3),$$

где p – давление газа, t – время формовки, α – угол между осью симметрии и текущим радиусом купола, проходящим через центр кривизны входного радиуса матрицы из работы [2], s_0 – исходная толщина листа; R_0 – радиус матрицы; r_0 – входной радиус матрицы; σ_{opt} – оптимальное напряжение течения, ξ_{opt} – оптимальная скорость деформации.

Литература

1. Enikeev F.U., Kruglov A.A. An analysis of the superplastic forming of a thin circular diaphragm // Int. J. of Mech. Sci. 1995. Vol. 37. No 5. P. 473–483.
2. Tulupova O., Ganieva V., Kruglov A., Enikeev F. A new method of identification of constitutive equations according to the results of technological experiments // Letters on materials. 2017. 7(1) P. 68-71.
3. FIRAS Jarrar, REEM Jafar, OLGA Tulupova, FARID Enikeev and NASER Al-Huniti Constitutive modeling for the simulation of the superplastic forming of AA5083// Materials Science Forum. 2016. Vol. 838–839. P. 512–517.

ВЛИЯНИЕ НАКОПЛЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ХРОМОЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЕ

Фаизова С.Н.[1,2], Аксенов Д.А.[3], Назаров К.С.[2]

[1]Уфимский государственный нефтяной технический университет, г.Уфа
[2]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
[3]Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа

snfaiz@imsp.ru

В настоящее время известно, что в условиях интенсивных пластических деформаций (ИПД) хромоциркониевых бронз происходят нетипичные фазовые превращения, за счет которых становится возможным достижение уникального сочетания функциональных свойств – повышенной прочности и высокой электропроводности.

В работах [1,2] показано, что при ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) в сплавах данного класса реализуются два кинетически разнонаправленных процесса: деформационно-стимулированный распад твердого раствора (ТР) и деформационно-индуцированное растворение частиц вторых фаз. В результате происходит изменений характеристик ансамбля частиц на каждом этапе обработки, как следствие, свойств сплава. Применение метода дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) позволило однозначно установить повышение концентрации ТР в образцах после обработки РКУП, что и привело к последующему существенному повышению прироста прочности и восстановлению электропроводности во время пост-деформационного старения образцов.

Эксперименты с более существенными нагрузками и, соответственно, со значительными величинами накопленной деформации при кручении под высоким давлением (КГД) образцов сплава системы Cu-Cr-Zr показали, что роль каждого из выше означенных процессов на каждом этапе может изменяться. Для того, чтобы убрать условия для проявления обоих механизмов, образцы в исходном состоянии были подвергнуты длительному отжигу при температуре 450С благоприятной для полного распада ТР. Кривые ДСК показали полное отсутствие пиков, определяющих распад ТР, поскольку концентрация легирующих элементов после предварительного отжига была минимальной. Было показано, что в зависимости от этапа обработки КГД доминирует либо растворение частиц вторых фаз и образование нового твердого раствора, либо распад ТР и появление новых мелкодисперсных частиц. После 4 оборотов КГД повышается концентрация легирующих элементов в ТР по сравнению с исходным состоянием, о чем свидетельствует появляющийся пик на кривых ДСК, снижение электропроводности, увеличение параметра решетки. При пост-деформационной термообработке электропроводность и параметр решетки восстанавливаются до значений исходного отожженного состояния, а микротвердость увеличивается. Однако после 5 оборотов пик ДСК вновь исчезает, параметр решетки близок к значению исходного образца, а после пост-деформационного отжига электропроводность возрастает, но, самое удивительное, что происходит разупрочнение сплава.

Литература

1. Фаизов И.А., Мулюков Р.Р. и др. Растворение частиц вторых фаз в низколегированном медном сплаве системы Cu-Cr-Zr при обработке методом равноканального углового прессования // Письма о материалах 2018. Т. 8. №1. С. 110-114.
2. И.А. Фаизов, Г.И. Рааб и др. Растворение частиц вторых фаз сплава системы Cu-Cr-Zr в условиях равноканального углового прессования // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. Физика. – 2016. Т.21. №3. С. 1387–1391.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА С АНТИМИКРОБНОЙ АКТИВНОСТЬЮ

Фоменко А.Н., Бакина О.В., Казанцев С.О., Кондранова А.М.

Институт Физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
alserova@ispms.tsc.ru

В настоящее время проблемы, связанные с образованием резистентных штаммов микроорганизмов и неконтролируемым использованием антибиотиков стимулируют поиск новых подходов для борьбы с микробной контаминацией и ее последствиями. Применение наноструктур оксида железа в качестве антибактериального материала привлекательно благодаря их низкой токсичности, биосовместимости и уникальным магнитным свойствам. Для усиления антибактериального эффекта проводят модифицирование поверхности оксида железа высокоэффективными антибактериальными препаратами, например антибиотиками или антибактериальными нанокомпозитами (оксидом алюминия (AlOOH)), позволяющие стабилизировать и сохранить первичную структуру оксида железа.

В данной работе мы провели синтез композитных наноструктур FeOOH/AlOOH, изучили их физико-химические характеристики и антимикробную активность по отношению к грамположительным и грамотрицательным микроорганизмам, включая антибиотико-резистентный бактериальный штамм *MRSA*.

На рис. 1 приведены электронно-микроскопические изображения и основные физико-химические характеристики синтезированных наноструктур.

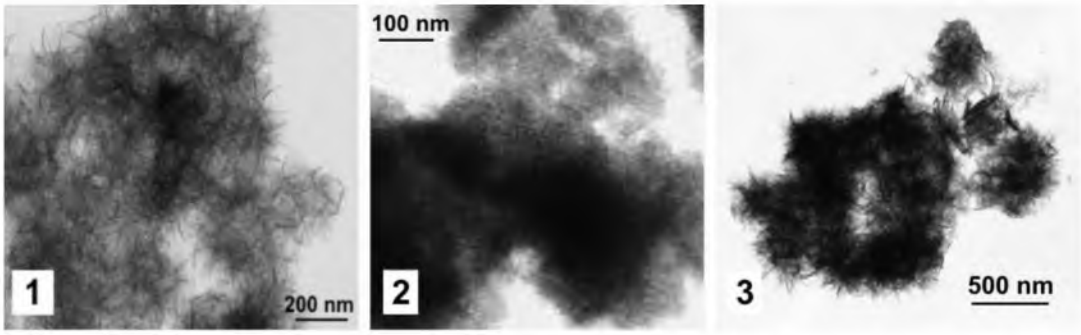


Рис. 1 ТЕМ-изображение и характеристика наноструктур: 1 - AlOOH; 2 - FeOOH; 3 - FeOOH/AlOOH

На ТЕМ-изображениях наноструктур (рис. 1) видно, что синтезированные осаждением из $FeCl_3$ наноструктуры представляют собой пористые агломераты с развитой поверхностью, состоящие из чешуек оксида железа размером 2-5 нм (образец 2). Осаждение наноструктур FeOOH в присутствие AlOOH позволяет сохранить нанолистовую структуру AlOOH, а FeOOH равномерно распределяется по поверхности листов (образец 3). Исследование образцов методом тепловой десорбции азота показало, что образцы 1 и 3

имеют преимущественно мезопоры, тогда как образец 2 микропористый. Осаждение FeOOH на листах AlOOH увеличивает удельную поверхность образца (SSA) до 343 $м^2$/г.

Проведенное нами тестирование изучаемых наночаструктур выявило, что образцы AlOOH и FeOOH в концентрации 0,0125 - 0,075 мг/мл оказывают слабое антимикробное действие на штамм *MRSA*. При увеличении концентрации эффективность действия образцов увеличивается, а в присутствие 0.1 мг/мл композитных наноструктур FeOOH/AlOOH достигается выраженный бактерицидный эффект.

Культура *E.coli* оказалась более чувствительна и менее избирательна к воздействию всех трех видов наноструктур. Содержание наноструктур AlOOH в концентрации 0.0125 и 0.025 мг/мл наночастиц незначительно угнетает рост живых клеток *E.coli*, и этот эффект усиливается с ростом концентрации до 0.1 мг/мл. Антибактериальное действие наноструктур FeOOH и FeOOH/AlOOH практически не зависит от концентрации. После 6 ч экспозиции бактериальной культуры с наноструктурами, рост *E. coli* останавливается.

Показано, что наночастицы оксигидроксида алюминия и оксида железа проявляют антимикробные свойства разной степени выраженности по отношению к бактериальным штаммам *E.coli* и *methicillin-resistant Staphylococcus aureus*. Наибольшей антибактериальной активностью обладают наноструктуры FeOOH/AlOOH, что говорит о синергетическом антимикробном эффекте композитных наноструктур. Низкая токсичность и антибактериальная эффективность делает их перспективными кандидатами для биомедицинских приложений.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ КЛИНОПРЕССОВОЙ СВАРКЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ НИКЕЛЕВУЮ ПРОСЛОЙКУ

Хазгалиев Р.Г.[1], Имаев М.Ф.[1,2], Сафин Ф.Ф.[3], Мулюков Р.Р.[1,2]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
[2]Башкирский государственный университет, Уфа
[3]Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
sloth-usatu@mail.ru

Совмещение высоких коррозионных и механических свойств титанового сплава и прочности стали в одном изделии позволит расширить технологические возможности машиностроения, аэрокосмической и химической промышленности. Для соединения узлов из разнородных металлов, в том числе трубопроводов между собой и с различного рода емкостями, сильфонами, клапанами и другими элементами арматуры, используют трубчатые биметаллические переходники. Такие переходники изготавливают, в частности, методом клинопрессовой сварки (КПрС) [1].

Сущность КПрС разнородных материалов заключается в следующем: соединение получают путем впрессовывания при определенной температуре детали из более твердого в деталь из менее твердого материала с последующей термической обработкой. Продольное сечение детали из более твердого материала имеет вид трапеции или треугольника.

При КПрС в зоне соединения возникают большие сдвиговые напряжения. В связи с этим представляется важным изучить влияние угла заточки внедряемого материала на распределение напряжений и деформаций в зоне контакта в условиях полного залипания. Кроме того, представляет интерес исследовать и следующий вопрос. При КПрС обычно более твердый материал внедряют в менее твердый. В интервале температур диффузионной сварки 800...950 °С твердость титанового сплава заметно ниже, чем у нержавеюшей стали. Однако, при залипании может заметно деформироваться более твердый материал, поэтому необходимо исследовать внедрение менее твердого материала в более твердый.

Проведено компьютерное моделирование процесса клинопрессовой сварки (КПрС) разнородных материалов на примере титанового сплава и нержавеюшей стали через никелевую прослойку. Исходная модель внедряемой детали представляла собой цилиндр с вершиной в форме конуса. Модель детали, в которую производили внедрение, представляла собой коническое глухое отверстие в цилиндре. Исходная модель прослойки никеля имела форму полого конуса толщиной 0,2 мм и располагалась между соединяемыми деталями. Показаны различия между КПрС с постоянной скоростью деформирования и при постоянном давлении.

Установлено, что при КПрС с постоянной скоростью деформирования происходит сильная локализация деформации, что повышает вероятность образования непроваров. В случае КПрС при постоянном давлении интенсивности деформаций и напряжений в прослойке распределены более равномерно и вероятность образования непроваров значительно меньше. Наиболее оптимальной из исследованных сборок для КПрС с постоянным давлением является сборка II (внедряемая деталь из титанового сплава) с углом при вершине конуса $\alpha=90°$.

Литература:

[1] Шоршоров М. Х., Колесниченко В. А., Алехин В. П. Клинопрессовая сварка давлением разнородных материалов. Москва. Металлургия. 1982. 112 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ВЫЛЕЖИВАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА С НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ ЧЕРЕЗ УМЗ ПРОСЛОЙКИ НИКЕЛЯ И СПЛАВА Ni-2%Cr

Хазгалиев Р.Г.[1], Ибрагимова И.И.[2], Имаев М.Ф.[1,3], Мухаметрахимов М.Х.[1], Мулюков Р.Р.[1,3]

[1]Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
[2] Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
[3]Башкирский государственный университет, Уфа

Перспективным методом получения качественного неразъемного соединения титановых сплавов и сталей является диффузионная сварка через различные прослойки. Хорошо изучен способ сварки указанных материалов через прослойку из никеля. При таком способе в зоне соединения на границе титановый сплав – никель образуются слои интерметаллидов Ti_2Ni, TiNi и $TiNi_3$ [1-3].

Целью данной работы было исследовать возможность увеличения прочности на отрыв диффузионного соединения титанового сплава и нержавеющей стали путем замены никелевой прослойки на прослойку из сплава Х2Н98.

Материалами для сварки служили титановый сплав ПТ-3В и нержавеющая сталь 12Х18Н10Т, а в качестве прослойки использовали пластины толщиной 0,2 мм из никеля и сплава Х2Н98 (Ni – 2 ат.% Cr). Для получения в никеле и сплаве Х2Н98 ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) их деформировали методом кручения под квазигидростатическим давлением 5 ГПа, 5 оборотов. Режимы сварки: давление P = 4 ... 16 МПа, температура T = 700 ℃, время t = 20 мин, давление остаточных газов составляло $2x10^{-3}$ Па. После сварки все образцы вылеживали при 25 °С в течение 15...20 дней. Далее часть образцов с никелевой прослойкой вылеживали при 10°С, 1 день; образцы с прослойкой Х2Н98 вылеживали при -10 ℃, 1 день.

У образцов с никелевой прослойкой после вылеживания при 25°С наибольшая прочность в 380 МПа достигается после сварки в интервале давлений 4-8 МПа. При дальнейшем увеличении сварочного давления прочность соединения уменьшается до 300 МПа. Зона разрушения проходит по границе Ti-Ni. После вылеживания сваренных образцов при 10 °С прочность соединения падает до 200...250 МПа (рис.1).

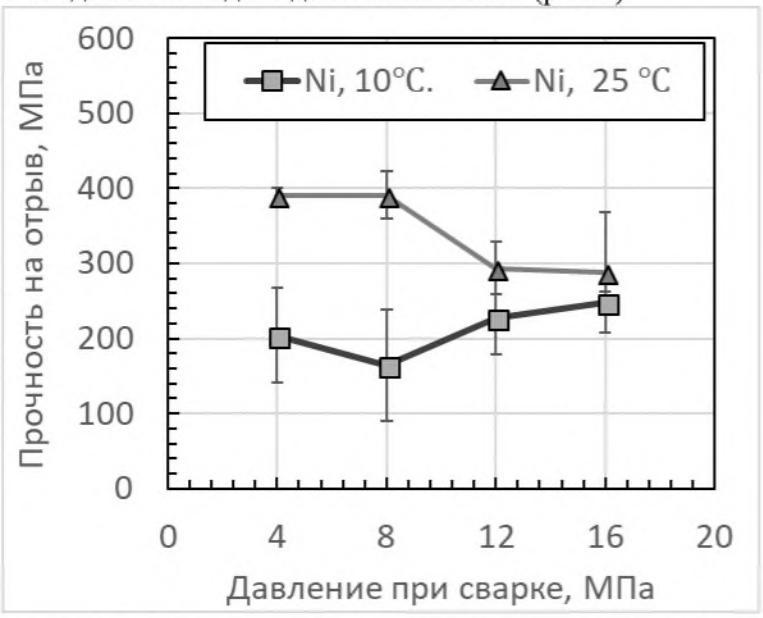


Рис. 1. Влияние сварочного давления на прочность соединения титанового сплава ПТ3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойку из никеля.

В образцах с прослойкой из сплава Х2Н98 после вылеживания при 25 ℃ наибольшая прочность в 490 МПа достигается после сварки под давлением 12 МПа. После вылеживания при -10 ℃ максимальная прочность также наблюдается после сварки под давлением 12 МПа, но его значение падает до 300 МПа (рис.2).

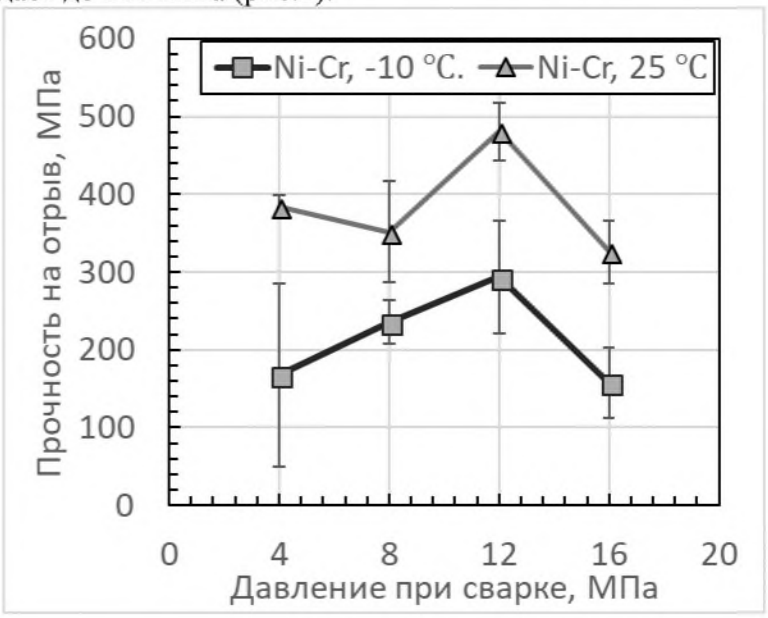


Рис. 2. Влияние сварочного давления на прочность соединения титанового сплава ПТ3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойку из сплава Х2Н98.

Падение прочности соединения через никелевую прослойку при снижении температуры вылеживания, по-видимому, связано с прохождением в районе комнатной температуры аустенитно-мартенситного (АМ) превращения в слое TiNi, сопровождающегося аномальным изменением коэффициента термического расширения [1]. Более высокое значение прочности образцов с прослойкой из сплава Х2Н98 после вылеживания при 25 ℃ связано со снижением температуры начала АМ превращения в результате легирования TiNi хромом [4].

Литература:

1. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Имаев М.Ф., Шаяхметов Р.У., Мулюков Р.Р. Особенности разрушения твердофазного соединения титановый сплав-никель-нержавеющая сталь // Известия высших учебных заведений. Физика. Т. 58. 2015. № 6. С. 74-79.
2. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Мулюков Р.Р., Лутфуллин Р.Я. Твердофазное соединение титанового сплава с нержавеющей сталью через наноструктурированную прослойку из никелевого сплава. Перспективные материалы. 12. 2011. С. 529-534.
3. Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р. «Исследование возможности упрочнения соединения титанового сплава с коррозионностойкой сталью, полученного диффузионной сваркой через промежуточную прослойку», журнал «Деформация и Разрушение Материалов». 2017. № 5. С. 18–24.
4. Otsuka K., Ren X., Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progress in Materials Science. V. 50. 2005. P. 511-678.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА

Халикова Г.Р., Корзникова Г.Ф., Трифонов В.Г.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
gulnara.r.khalikova@gmail.com

В качестве объекта исследования был выбран промышленный литейный термоупрочняемый алюминиевый сплав АК21 (Al-22%Si-3%Cu-1.7%Ni). Исходное состояние сплава жидкоштампованное. Структура сплава в отливке состояла из α-Al твердого раствора, крупных первичных кристаллов кремния, двойной эвтектики (α-Al)+Si и интерметаллидных фаз. Исходная отливка характеризовалась неоднородностью распределения первичных кристаллов кремния. В связи с этим, в данной работе исследовалась область, в которой они отсутствовали. Остальные структурные составляющие были равномерно распределены в объеме отливки.

Из исходной жидкоштампованной заготовки были вырезаны диски диаметром 8 мм и утонены до толщины 0,45 мм. Интенсивную пластическую деформацию (ИПД) осуществляли кручением при комнатной температуре на наковальне Бриджмена при давлении 4 ГПа на 5 оборотов. Деформированные образцы подвергали последующему отжигу в печи при температурах 300, 400 и 500°С в течение 5 минут. Оценку структурных составляющих исследуемого сплава проводили в исходном состоянии, на периферии деформированных и отожженных образцов.

В процессе ИПД кручением под высоким давлением в сплаве АК21 имело место дробление избыточных фаз и их частичное растворение с образованием аномально пересыщенного алюминиевого твердого раствора, а также формирование фрагментированной наноструктуры со средним размером фрагментов от 20 до 200 нм. Последующий отжиг в интервале температур 300…500 °С привел к интенсивному распаду аномально пересыщенного алюминиевого твердого раствора с образованием частиц вторичных фаз при одновременном возврате и рекристаллизации фрагментированной наноструктуры. При этом с ростом температуры отжига средний размер зерен увеличивался с 0,19 ± 0,06 до 0,67 ± 0,07 мкм. Такие структурные изменения в сплаве привели сначала к росту значений микротвердости с 149 ± 10 HV (для исходного жидкоштампованного состояния) до 285 ± 14 HV (для деформированного состояния), а затем, при последующем отжиге, к снижению до 108 ± 5 HV.

ION SPUTTERING RATE OF NANOSTRUCTURED FCC, BCC, HCP METALS, OBTAINED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Khisamov R.Kh. [1], Nazarov K.S. [1], Sergeev S.N. [1], Shayakhmetov R.U. [1], Yumaguzin Yu.M. [1,2], Mulyukov R.R. [1,2]

[1]*Institute for Metals Superplasticity Problems of the RAS, Ufa*
[2]*Institute of Physics and Technology of the Bashkir State University, Ufa*
r.khisamov@mail.ru

In the practice, there is problem of ion sputtering of constructional and functional elements such as walls, cold cathodes of ion sources and other similar devices. These elements are being fabricated from metals with a low ion sputtering yield. At the same time the ion sputtering plays a positive role, especially, for sputtering targets. Sputtering targets widely used in nano- and microelectronics. Requirements imposed to the targets are purity and lack of pores, homogeneity of the grain size.

Nanostructured metals are polycrystals with average grain size about 100 nm. One of the attractive methods of obtaining a nanostructure is deformation nanostructuring. Nanostructured metals have the changed values of magnetic, thermal, mechanical, electrical, emission properties compared to values of coarse-grained metals of the same chemical composition [1,2]. However, there are other physical properties which are poorly investigated. This applies to the properties concerned with ion sputtering of nanostructured metals.

In this regard, the nanostructuring of metal is expected to change its sputtering properties. The goal of investigation is determination of the nanostructuring effect on the ion sputtering rate of FCC, BCC and HCP metal.

Materials for investigation were nickel, iron and zirconium. The nanostructure in the samples was obtained by deformation nanostructuring by means of high pressure torsion. The coarse-grained samples were used for comparative measurements. Ion sputtering was carried out in glow gas discharge plasma. Ion sputtering rate was determined by weighing the samples before and after sputtering.

Investigation has shown that the ion sputtering rate of nanostructured samples is higher than the ion sputtering rate of coarse-grained samples. The increase of the ion sputtering rate as a result of metal deformation nanostructuring is due to the formation of small grain size and the appearance of a large number defects.

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 18-32-00754. Electron microscopic studies were carried out on the facilities of shared services center of the Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences «Structural and Physical-Mechanical Studies of Materials».

References:

1. Nazarov A.A., Mulyukov R.R. Handbook of NanoScience, Engineering and Technology. CRC Press Boca Raton, 2002, P. 22-1-22-41.
2. Nazarov K.S., Khisamov R.Kh., Yumaguzin Yu.M., Mulyukov R.R. The formation of a multipeak relief on the surface on nanostructured nickel and field electron emission from it // Technical Physics Letters. 2015. V. 41. P. 16

СТРУКТУРНАЯ И СВЕРХСТРУКТУРНАЯ ПЕРЕСТРОЙКИ СПЛАВОВ NiAl, ИМЕЮЩИХ ОТКЛОНЕНИЯ ОТ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА, В ПРОЦЕССЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ИЗ ТВЕРДОГО РАСТВОРА

Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д.

Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова, Барнаул
alesya_ch@mail.ru

Известно, что моноалюминид никеля характеризуется высокой температурой плавления (1638°С) и большой теплотой образования. Кристаллы NiAl обладают сильной упругой анизотропией и связанной с ней анизотропией свойств по сравнению со структурами с неупорядоченной ОЦК – решеткой. Интерметаллид - моноалюминид NiAl имеет ОЦК-решетку, упорядоченную по типу B2 (CsCl) с пространственной группой Pm3m, в которой можно выделить две простые кубические подрешетки никеля и алюминия. Для системы Ni-Al характерно большое различие атомных размеров и электронного строения. Большая величина сил межатомного взаимодействия в решетке моноалюминида никеля и обуславливает, главным образом, свойства β–сплавов [1-2].

В данном исследовании рассматривается процесс изменения структуры ряда неупорядоченных модельных сплавов Ni-Al, имеющих отклонение от стехиометрии ±5%, в процессе ступенчатого охлаждения. Шаг изменения концентрации составлял 1%. Для расчетов использовался алгоритм Метрополиса метода Монте-Карло, аналогично выполненным ранее [3-5].

Исследовалось изменение конфигурационной энергии, параметров ближнего и дальнего порядка для серии конфигураций модельного сплава в процессе ступенчатого охлаждения.

Показано, что в данном концентрационном интервале после завершения цикла нагрев-охлаждение образуются два домена. Наибольший процент упорядоченной фазы соответствует эквиатомному составу, а наименьший – 45%Ni-55%Al.

Исследование выполнено в рамках научного проекта №166 программы Министерства образования и науки РФ «Формирование государственных заданий высшим учебным заведениям в части проведения научно-исследовательских работ» и при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-5094.2018.2.

Литература

1. Потекаев А.И., СтаростенковМ.Д., Кулагина В.В. Влияние точечных и планарных дефектов на структурно-фазовые превращения в предпереходной слабоустойчивой области металлических систем / под общ. Ред. А.И. Потекаева.- Томск: Изд-во НТЛ, 2014. – 488 с.
2. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом взаимодействии / под общ. ред. А.И. Потекаева.- Томск: Изд-во НТЛ, 2015. –344 с.
3. Потекаев А.И., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д., Кулагина В.В., Клопотов А.А. Структурно-фазовые особенности слабоустойчивых предпереходных состояний ОЦК-сплавов с комплексами планарных дефектов (антифазных границ) /Известия высших учебных заведений. Физика. 2018. Т. 61. № 3 (723). С. 12-27.
4. Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д., Чаплыгина А.А., Потекаев А.И. Особенности формирования антифазных доменов в сплаве NiAl при ступенчатом охлаждении Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12. № 1. С. 72-78.
5. Кулагина В.В., Чаплыгина А.А., Попова Л.А., Старостенков М.Д., Потекаев А.И., Клопотов А.А. Структурно-фазовые превращения сплавов системы Cu-Pt при атомном упорядочении / Известия высших учебных заведений. Физика. 2012. Т. 55. № 7. С. 78-87.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО РЕЛЬЕФА СПЛАВА TINI В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ

Чуракова А.А.[1,2], Гильманова Э.Ф.[2], Гундеров Д.В.[1,2,3]

[1]Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа
[2]Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
[3]Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург
churakovaa_a@mail.ru

Сплавы TiNi относятся к классу функциональных материалов с эффектами памяти формы (ЭПФ) и сверхупругости, обусловленными термоупругими мартенситными превращениями [1]. Эти сплавы широко используются в качестве конструкционных и функциональных материалов в технике и медицине [1]. Перспективным направлением повышения служебных свойств сплавов TiNi является создание в них ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния методами интенсивной пластической деформации (ИПД), в частности методом равноканального углового прессования (РКУП) [2-4]. В результате РКУП в сплавах TiNi формируется УМЗ структура с размером зерна около 400 нм, что приводит к значительному повышению механических свойств и функциональных характеристик данных сплавов. В настоящее время ведутся активные исследования различных аспектов структуры и свойств сплавов TiNi с измельчённой структурой. Но, в целом, механическое поведение и механизмы деформации УМЗ TiNi изучены недостаточно. В связи с этим, целью исследования было определение влияния метода РКУП и термической обработки на механические свойства, структуру и морфологию поверхности после растяжения в сплаве TiNi. Основным материалом настоящего исследования является двухкомпонентный сплав системы TiNi - $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$ - достехиометрический, имеющий при комнатной температуре структуру B19′ моноклинного мартенсита, и фаза Ti_2Ni, обогащенная титаном. Механические испытания на растяжение малых образцов проводили при комнатной температуре с постоянной скоростью перемещения траверсы 0,04 мм/мин. Механические свойства при комнатной температуре сплава $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$ в закаленном крупнозернистом (КЗ) состоянии следующие: предел фазовой текучести ($\sigma_м$) – 220 МПа, предел текучести ($\sigma_т$) – 580 МПа, предел прочности ($\sigma_в$) – 850 МПа, относительное удлинение δ = 21 %. Разрушение образцов в КЗ состоянии при комнатной температуре происходит без локализации деформации и формирования шейки. РКУП приводит к заметному повышению предела прочности и предела текучести по сравнению с закаленным состоянием (предел текучести составил 930 МПа, а предел прочности - 1070 МПа относительно удлинение δ = 18 %). Отжиги исходного КЗ состояния приводят к повышению предела прочности и предела текучести по сравнению с исходным состоянием, пластичность после отжига при температуре 500 °С заметно увеличивается. Отжиг при 400 °С УМЗ состояния приводит к слабому понижению предела прочности и предела текучести по сравнению с исходным состоянием после РКУП, а отжиг при температуре 500°С приводит к снижению предела текучести до 870 МПа. Одним из немногих эффективных методов непосредственного изучения особенностей деформационно-индуцированных мартенситных превращений является металлографическое наблюдение поверхностного рельефа образца во время растяжения. В данной работе было проведено исследование мартенситного рельефа на поверхности на образцов сплава $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$ методом оптической металлографии (ОМ). Изучение поверхности проводилось в четырех различных структурных состояниях: крупнозернистом состоянии с размером зерен 50 мкм, отожженном КЗ состоянии при температуре 500 °С, УМЗ состоянии с размером зерен 700 нм, и отожженном УМЗ состоянии при температуре 500 °С. На поверхности КЗ образца наблюдается металлографически развитый рельеф. Также наблюдаются многочисленные трещины на рабочей части (рис. 1, а).

После растяжения отожженного КЗ образца наблюдается аналогичная картина. Исследование поверхности образцов сплава $Ti_{50,2}Ni_{49,8}$ после РКУП (УМЗ состояние) методом оптической металлографии не фиксирует развитого рельефа на поверхности (рис. 1, б). Возможно, это связано с уменьшением зерен после РКУП. Трещины также не наблюдаются. На поверхности УМЗ образца, отожженного при температуре 500 °С рельеф появляется но носит слабовыраженный характер.

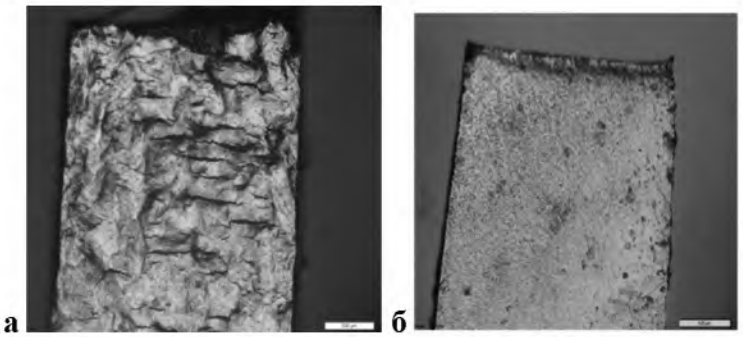


Рис. 1. Структура поверхностного рельефа сплава $Ti_{50.2}Ni_{49.8}$ в КЗ состоянии (а), УМЗ состоянии (б)

Таким образом, наблюдается заметная разница в виде поверхности образца после растяжения крупнозернистого сплава, характеризующимся развитым рельефом и трещинами на поверхности и образца в ультрамелкозернистом состоянии, который не демонстрирует развитого рельефа и микротрещин после растяжения. Это связано с разницей в структуре, механическом поведении и особенностями переориентации мартенсита под нагрузкой КЗ и УМЗ образцов, а также с увеличением напряжения до разрушения КЗ образцов, но для выявления природы такого различия требуются дополнительные исследования.

Литература

1. Пушин, В.Г. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч. I. Структура, фазовые превращения и свойства / С.Д. Прокошкин, Р.З. Валиев, Е.Ф. Дударев, Д.В. Гундеров и др. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 440 с.
2. Столяров, В.В. Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, полученных равноканальным угловым прессованием / В.В. Столяров, Е.А. Прокофьев, С.Д. Прокошкин, С.В. Добаткин, И.Ю. Трубицына, И.Б. Хмелевская, В.Г. Пушин, Р.З. Валиев // ФММ. – 2005. Т. 100. – №6. С. 85-91.
3. Gunderov Dmitry, Lukyanov Aleksandr, Prokofiev Egor, Churakova Anna, Pushin Vladimir, Prokoshkin Sergey, Stolyarov Vladimir, Valiev Ruslan Microstructure and mechanical properties of the SPD-processed TiNi alloys Materials Science Forum Vols. 738-739 (2013) pp 486-490
4. R. Z. Valiev, D. V. Gunderov, A.V. Lukyanov V. G. Pushin. Mechanical behavior of nanocrystalline TiNi alloy produced by SPD. Journal of Materials Science: Volume 47, Issue 22 (2012), pp. 7848-7853

ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Шахов Р.В. [1], **Ганеев А.А.** [1], **Мухтаров Ш.Х.** [1], **Имаев В.М.** [1], **Логунов А.В.** [2], **Имаев Р.М.** [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*ПАО «ОДК-Сатурн», Рыбинск*
shakhov-rv@yandex.ru

Выполнено предварительное исследование микроструктуры и механических свойств высоколегированного никелевого сплава экспериментального состава - Ni-32,8(Co,Cr,W,Ta,Al,Hf)-0,22(C,B,Zr,La,Y,Ce,)) (вес. %), предназначенного для изготовления деталей газотурбинного двигателя. Сплав в литом состоянии представляет собой дендритную структуру с равномерно распределенной γ′ фазой кубоидной формы со средним размером около 0,2 мкм и включениями карбидов. Чтобы оценить механические свойства сплава было получено два состояния. Первое состояние было получено из исходного сплава, который подвергали гомогенизационной обработке при температуре T_s-30 с последующим охлаждением на воздухе и старением. Второе состояние было получено после гомо- и гетерогенизационной обработки с последующей однократной деформацией сжатием в изотермических условиях при температуре T_s-90 и упрочняющей обработкой, включавшей в себя обработку на твердый раствор и старение по тем же режимам, что и в случае литого материала. Исследуемый сплав показал хорошую деформируемость, что позволило получить после горячей деформации бездефектную заготовку.

После гомогенизационного отжига, обработки на твердый раствор и старения в литом сплаве сформировалась довольно однородная крупнозернистая структура с размером зерен γ фазы 50-500 мкм, дендритная структура не обнаруживалась. γ′ фаза в структуре присутствовала в виде первичных и вторичных выделений размером 0,5-2 мкм и 0,1-0,2 мкм, соответственно. Кроме того, в структуре сплава иногда наблюдались пластинчатые выделения, содержащие тяжелые металлы, с размерами 5-50 мкм в длину и толщиной 0,5-1 мкм, а также карбиды размером 1-5 мкм. После гомо- и гетерогенизационной обработки с последующей деформационной и упрочняющей термической обработки в сплаве сформировалась частично рекристаллизованная структура, состоящая из крупных и мелких рекристаллизованных γ зерен размером 50-300 и 5-10 мкм, соответственно. γ′ фаза была представлена первичными и вторичными выделениями размером 0,5-2 и около 0,2 мкм, соответственно. Кратковременные испытания на растяжение, выполненные на образцах в состояниях 1 и 2, показали высокий уровень механических свойств, который оказался выше в случае деформационной обработки.

В результате проведенных исследований показана возможность получения деформацией сжатием бездефектной заготовки, что может быть использовано при разработке деформационных технологий изготовления деталей типа «диск» для газотурбинного двигателя. Полученные механические свойства сплава оказались сопоставимы со свойствами наиболее жаропрочных промышленных никелевых сплавов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ

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

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
d12art@mail.ru

В работе описаны результаты компьютерного моделирования процесса сверхпластической формовки (СПФ) многослойных полых гофровых конструкций из титанового ВТ6. Проведено сравнение формовки двух типов трехслойных конструкций, отличающихся напряженно-деформированным состоянием.

Целью данной работы является разработка рациональных режимов процесса СПФ полых трехслойных гофровых конструкций с помощью компьютерного моделирования.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке на базе универсального комплекса DEFORM. Формообразующая матрица задавалась как абсолютно жесткое тело. Кривые упрочнения для заготовки были выбраны из базы данных DEFORM для сплава ВТ6 при температуре 900°С.

Рассматривались два вида конструкций с одинаковым профилем сечения, протяженная и осесимметричная. Формовка конструкций проводилась, соответственно, в двух различных постановках: конструкция 1 - плоская деформация (рис. 1, а) и конструкция 2 - осесимметричное напряженное состояние (рис. 2, б).

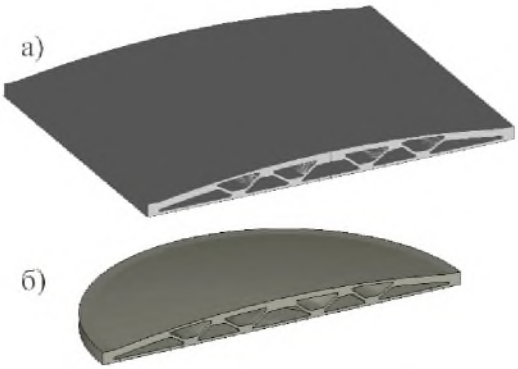


Рис. 1 Трехслойная полая конструкция, формуемая в условиях а) плоско-деформированного состояния, б) осесимметричного напряженного состояния.

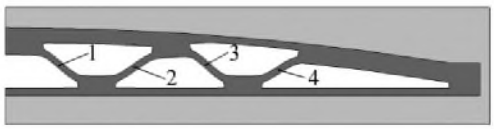


Рис. 2. Конечная форма сечения конструкций.

Результаты моделирования показывают, что на формообразование конструкции 1 затрачивается большее время, чем на формообразование конструкции 2. На начальном этапе формовки конструкции 1, скорости деформации в ребрах жесткости в несколько раз меньше, чем для конструкции 2. Данный факт объясняется различием в напряженно-деформированном состоянии рассматриваемых конструкций. В плоско-деформируемом образце различие скоростей деформации в ребрах жесткости проявляется менее заметно, т.к. с удалением ребер жесткости от оси симметрии конструкции компонента окружной деформации уменьшается.

Литература:

1. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 1. Международный опыт // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 1. С. 32-35.

ОПТОЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ЧАСТИЦ В МУЛЬТИЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЕ

Шишкин М.И.[1], Ягудин И.Т.[2], Жуков Н.Д.[2]

[1]*Саратовский государственный университет им. Н.Г. Чернышевского, Саратов*
[2]*ООО НПП «Реф-Свет», Саратов*
shishkin1mikhail@gmail.com

В микро- и наноэлектронике, несмотря на доминирующую роль полупроводниковых материалов, металлы играют важную роль, например, в оптических сенсорах и структурах для эмиссионных катодов благодаря электронным эффектам в наноразмерных пленках и частицах [1]. Термин «мультизеренная структура» (МЗС), т.е. состоящая из микро- и нанозёрен, применяется обычно к металлам, подразумевая наличие определенно расположенных частиц-зерен на подложке. В МЗС-пленках металлов Na и Ag обнаружены интересные оптоэлектронные явления [2,3], когда свет с длиной волны более «красной границы» поглощения вызывает изменения внутреннего и внешнего фотоэффекта (ток фотопроводимости, например, достигал 25 % от темнового тока), причем фактором, влияющим на фотоэффект, является расположенный вблизи красной границы спектра плазменный резонанс. Явление плазменного резонанса свойственно и полупроводникам, причем, в отличие от металлов, в одном и том же полупроводнике положением максимума поглощения, расположенного в инфракрасной (ИК) области спектра и связанного с коллективным возбуждением свободных электронов, можно управлять, меняя, например, уровень легирования. Эти особенности хорошо изучены на объемных полупроводниковых монокристаллах. В последние годы появляются работы, подтверждающие наличие плазменного резонанса в наночастицах, например, $Cu_{2-x}S$ [4], где положением плазменного резонанса можно управлять еще и изменяя размер наночастиц. Эти факты позволяют говорить о потенциальном интересе исследований влияния излучения ИК-диапазона, соответствующего плазменному резонансу в полупроводниковых субмикронных частицах, на эмиссию м транспорт электронов между ними.

Авторы данной работы предлагают использовать для изучения данных процессов субмикронные частицы электронных полупроводников с большой подвижностью и малой эффективной массой, GaAs, InSb, InAs, PbS ($m^*<0.1m_0$, где m_0 – масса «свободного» электрона), которые имеют относительно большую длину волны де Бройля для электрона, определяющую возникновение квантово-размерных эффектов в относительно крупных частицах, вплоть до 100 нм. Для получения таких частиц выбирались монокристаллы GaAs, InAs и InSb с уровнем легирования по паспортным данным $2\cdot10^{18}$, $4\cdot10^{18}$ и $5\cdot10^{17}$ $см^{-3}$, соответственно. Монокристаллы измельчали на мельнице Pulverisette-7 и методом седиментации отбирали частицы с минимальными размерами. Размеры полученных частиц-зёрен варьировались по данным электронной микроскопии от десятков нанометров до одного микрона, причем размер отдельных острий на зернах составлял единицы – десятки нанометров, и, как показано в нашей работе [5], энергия электронных переходов в таких частицах должна подчиняться правилам размерного квантования. Частицы электрофоретически осаждались на стеклянные подложки, покрытые проводящим прозрачным ITO. Второй контакт к слою был прижимным через алюминиевую пластинку.

На рис.1 представлены спектры отражения от МЗС в ИК области, имеющие явно характерную форму для плазменного резонанса в монокристаллах.

Электрофизические свойства (вольт-амперные характеристики, ВАХ) МЗС исследовались в темноте и при освещении широкополосным светом от галогеновой лампы (диапазон 350-3500 нм) и узкополосным – от арсенидо-галлиевого светодиода (диапазон 900-1000 нм). Темновые ВАХ имеют нелинейный симметричный относительно нуля вид и определяются туннельно-эмиссионным механизмом межзёренного транспорта электронов

[6]. При измерениях ВАХ с плавной подачей напряжения от «минуса» к «плюсу» и обратно наблюдался слабо выраженный эффект типа «гистерезис», что можно объяснить процессом отставания межзёренной электронной перезарядки и ограничением тока зарядом (разница токов ВАХ отрицательна) при туннельно-эмиссионных перескоках электронов между зёрнами МЗС. При освещении эффект гистерезиса проявлялся явно. На рис.2 приведены соответствующие характеристики разницы ВАХ при сканировании напряжения «туда-обратно». Разница токов ВАХ при освещении была положительной (рис. 2), что можно объяснить ростом тока эмиссии за счёт увеличения концентрации электронов в зернах путём межзонных переходов и увеличения энергии электронов проводимости, что способствует преодолению ими межзёренных барьеров туннелирования и эмиссии.

В процессе измерений ВАХ при сканировании режима подачи напряжения наблюдалась нестабильность их поведения (рис. 2), что может быть связано с нестабильным во времени характером перезарядки межзёренных промежутков за счёт переключений параллельных каналов тока. Вопрос требует дальнейшего исследования.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов 16-07-00136 и 18-37-00085 мол_а.

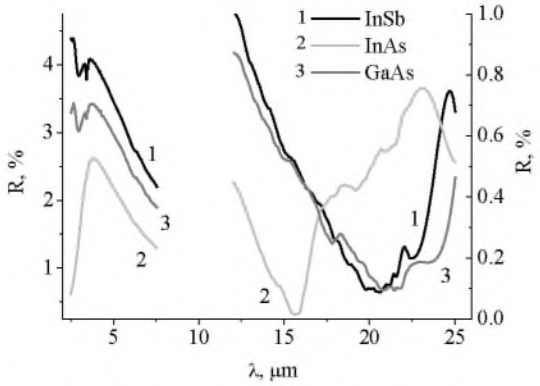


Рис. 1. Спектры отражения от МЗС

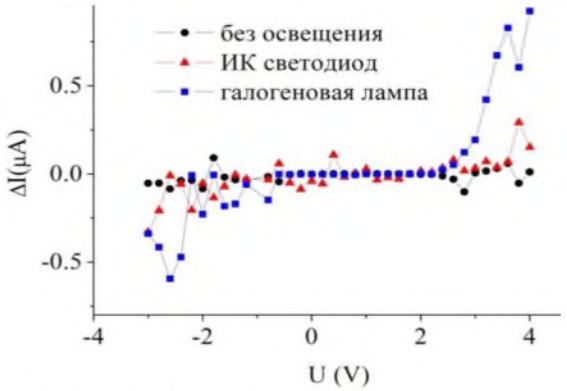


Рис.2. Типичная картина для относительной разницы ВАХ слоя в темноте и при освещении (МЗС с частицами GaAs)

Литература

1. Дюбуа Б.Ч., Култашев О.К., Поливникова О.В. Эмиссионная электроника, нанотехнология, синергетика // Электронная техника. 2008. Сер.1.СВЧ-техника, 4(497).
2. Вартанян Т.А., Ващенко Е.В., Леонов Н.Б., Пржибельский С.Г., Хромов В.В. Фотоэлектронная эмиссия из островковых металлических пленок натрия при возбуждении локализованных плазмонных резонансов // ЖЭТФ. 2009. Т. 136. № 1(7). С. 163-168.
3. Vashchenko E.V., Vartanyan T.A., Hubenthal F. Photoconductivity of silver nanoparticle ensembles on quartz glass (SiO2) supports assisted by localized surface plasmon excitations // Plasmonics. 2013. Vol. 8. No. 2. pp. 1265-1271.
4. Zhang H., Kulkarni V., Prodan E., Nordlander P. and Govorov A. O. Theory of quantum plasmon resonances in doped semiconductor nanocrystals. J. Phys. Chem. C 2014, 118, pp. 16035−16042.
5. Жуков Н.Д., Шишкин М.И., Роках А.Г. Плазменное отражение в мультизеренном слое узкозонных полупроводников // Письма в ЖТФ. 2018. Т. 44. №8. С. 102-110.
6. Жуков Н.Д., Мосияш Д.С., Синёв И.В., Хазанов А.А., Смирнов А.В., Лапшин И.В. Механизмы тока в слоях электроосаждённых субмикронных полупроводниковых частиц // Письма в ЖТФ. 2017. Т. 43. № 24. С. 72-79.

МЕТОДЫ И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МУЛЬТИЗЕРЕННОГО СЛОЯ ИЗ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ НА ПЛОСКИХ ПОДЛОЖКАХ И В ПРИБОРНЫХ СТРУКТУРАХ

Ягудин И.Т. [1], Жуков Н.Д. [1], Шишкин М.И. [2]

[1]*ООО НПП «Реф-Свет», Саратов*
[2]*Саратовский государственный университет им. Н.Г. Чернышевского, Саратов*
shishkin1mikhail@gmail.com

Одним из методов создания структур из наночастиц разных материалов является технология электрофоретического осаждения [1] ранее хорошо развитая и широко используемая в производстве электронно-лучевых трубок и катодолюминесцентных дисплеев. Этим методом формируется слоистая структура из частиц-кристаллитов, которую для случаев полупроводников можно назвать мультизеренной.

Используемые в работе субмикронные порошки изготавливались из монокристаллических полупроводников Si, GaAs, InAs и InSb *n*-типа с концентрацией электронов $5 \cdot 10^{17} - 5 \cdot 10^{18}$ см$^{-3}$, путем их измельчения в шаровой мельнице Pulverisette-7. Измельчение осуществлялось в три этапа: шарами из карбида вольфрама диаметром 10, 5 и 1 мм, в течение 10 часов на каждом этапе. Частота вращения размольного стакана составляла 450 оборотов в минуту. Частицы имели широкий разброс по размеру - от десятков нанометров до десяти микрон. Форма частиц имела полигональный характер.

Кроме этого в работе использовался порошок CdS, имеющий размеры частиц 1-3 мкм, технология электрофоретического осаждения которых хорошо отработана.

Покрытия из порошков формировались методом катафореза из суспензии в изопропиловом спирте. Состав суспензии: на 50 мл изопропилового спирта - 2 г порошка, 1 мл 0,1 М-водного раствора зарядчика [$Al(NO_3)_3$+$La(NO_3)_3$] и 0,3 мл диспергента (глицерин). Суспензию обрабатывали ультразвуком при помощи погружного зонда в течение 3 часов при непрерывном перемешивании. При проведении процесса осаждения порошка подложка-катод располагалась горизонтально над анодом, которым являлось дно ванны, покрытое проводящим слоем ITO, расстояние анод - катод составляло 0,5 мм. Режим нанесения: постоянный ток, напряжение - 15 В, время - 1 мин. После окончания процесса осаждения образец промывали в ацетоне и сушили на воздухе при температуре 120 С. Толщина слоя покрытия составляла порядка 2 μm.

На рис. 1 приведено типичное СЭМ-изображение поверхности полученных мультизёренных слоёв на основе размолотых монокристаллов.

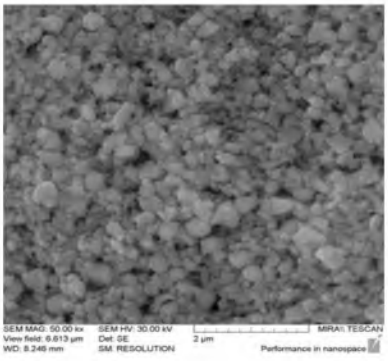


Рис. 1. СЭМ-изображение поверхности мультизёренного слоя

Нанесение частиц из суспензии в изопропиловом спирте и высушивание проводилось различными способами при различных температурных режимах. Также нанесение проводилось на центрифуге со скоростью вращения диска 60 об/мин.

Контроль осаждения слоя производился на оптическом микроскопе, образцы исследовались на просвет (рис.2).

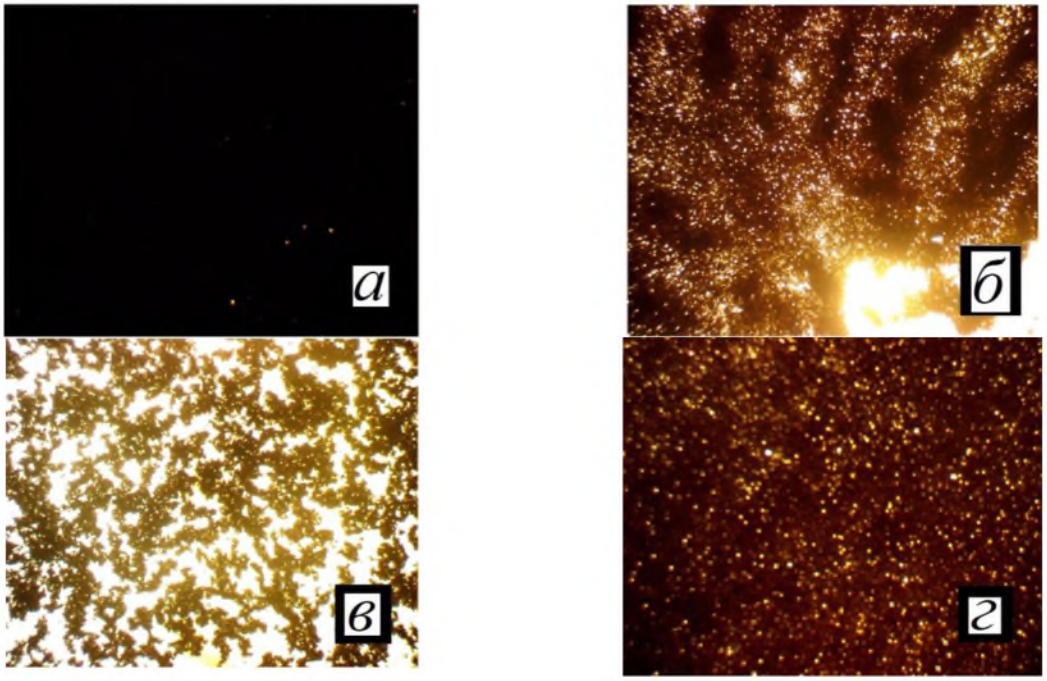


Рис. 2. Микрофотографии (2000x, поле 80x60 μm) слоя Si на просвет (*а*); слоя порошка CdS на просвет (центрифугирование с нагревом) (*б*); слоя CdS на просвет (центрифугирование без нагрева) (*в*); слоя CdS на просвет (без центрифугирования) (*г*)

Таким образом, можно было понять, как частицы проходили этап самосборки при внешних воздействиях. Из-за непрозрачности слоя порошка молотых монокристаллов в видимом диапазоне света (рис.2*а*) судить о его равномерности приходилось по изображению покрытия на основе частично прозрачного порошка CdS (рис. 2*б, в, г*). Образцы порошка CdS, нанесенные на центрифуге с сушкой 70° С, получались с характерным “веерным” просветом (рис.2*б*).

Процесс создания вакуумных приборов подразумевает склейку стекла герметиком при высоких температурах 450 °С. Однако при температуре выше ~80 °С происходит разрушение оболочки коллоидных квантовых точек (КТ). Вследствие этого нанесение КТ в такую структуру происходило уже после изготовления прибора, для этого делался канал, по которому можно было нанести на анод тонкой иглой суспензию из КТ. Затем происходила откачка без термообработки.

Нанесение частиц в микроканальную структуру начиналось с обработки каналов и кипячения в диметилформамиде 30 минут. Затем эта структура промывалась деионизованной водой. Далее происходило приготовление суспензии, уже в готовую суспензию окуналась микроканальная структура и при непрерывном перемешивании, в течение двух минут, осуществлялось проникновение суспензии через каналы. После нанесения структуру сразу же продували жидким азотом под давлением, благодаря чему суспензия сразу высыхала и осаждалась на каналы равномерно.

Работа поддержана грантом РФФИ в рамках проекта 18-37-00085 мол_а

Литература

1. Laxmidhar Besra, Meilin Liu. A review on fundamentals and applications of electrophoretic deposition (EPD) // Progress in Materials Science. 2007. V.52. pp. 1–61.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шляхова Г.В. [1,2], **Зуев Л.Б.** [1,3], **Попова Е.А.** [1]

[1]*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*
[2]*Северский технологический институт – филиал НИЯУ МИФИ, г. Северск*
[3]*Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск*
popova@ispms.tsc.ru

В процессе эксплуатации оборудования и изделий машиностроения установлено, что разрушение большого числа объектов происходит при нагрузках ниже предела текучести. В результате многократного воздействия циклических нагрузок на материал происходит изменение его структуры и появляются микроскопические нарушения сплошности, которые впоследствии могут увеличиться в размерах и перерасти в очаг зарождения и развития трещины. Этому способствует многократное чередование областей с изменяющимися напряжениями. Циклические нагрузки воздействуют на большинство эксплуатирующихся изделий: мостовые конструкции, авто- и железнодорожный транспорт, металлообрабатывающие станки и инструмент, прессы, летательные аппараты, подъемные механизмы, трубопроводы и т.д. [1-3]. Целью работы является изучение изменения структуры и повреждаемости поверхности конструкционной стали 45, которая широко используется в машиностроении и металлургии, в процессе различных видов циклического нагружения и масштабного эффекта.

Образцы для исследований имели форму двойной лопатки с размером рабочей части 50•10 мм, толщиной ~ 4 мм. Для металлографических исследований, образцы травили 4 % спиртовым раствором азотной кислоты. Подготовленные образцы подвергались усталостным испытаниям на сервогидравлической усталостной машине Biss UTM 150, при количестве циклов (N) $1x10^3$, $5x10^3$, $20x10^3$, $90x10^3$. Максимальная сила нагружения составила 150 кН, максимальное перемещение – 150 мм, количество циклов (N): $1x10^3$, $5x10^3$, $20x10^3$, $90x10^3$. Исследования микроструктуры поверхности деформированных и недеформированных образцов проводили с использованием оптического микроскопа Neophot-21 (ОМ) и атомно-силового микроскопа (АСМ) (Solver PH47-PRO изготовленный ЗАО «Нанотехнология-МДТ», Зеленоград, Россия). Анализ результатов циклического нагружения стали 45 показал, что при $N = 5x10^3$ и до $N = 20x10^3$ происходит повышение твердости, а затем ее снижение до исходных значений Выявлены характерные особенности деформации пластинчатого перлита. Установлено, что локализация процесса пластического течения происходит в узких микрообъемах. Начинается в наиболее ослабленных местах субколоний, а затем, когда в субколонии образовалось много дефектных мест, в том числе и разрушенных цементитных пластин происходит разрушение перлита.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2017-2020 гг. и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751-а.

Литература:

1. Jandt K.D. Atomic force microscopy of biomaterials and interfaces // Surface Sci. –2001. V.491. – P.303–332.
2. Antoranz Contera S., T. Yoshinobu, H. Iwasaki, Z. Bastl, P. Lostak. Formation of nano-piramids of layered materials with AFM Ultramicroscopy. 2000. V. 82, pp.165 – 170
3. Olga Sizova, Galina Shlyakhova, Alexander Kolubaev, Evgeny Kolubaev, Sergey Psakhie, Gennadii Rudenskii, Alexander Chernyavsky, Vitalii Lopota Microstructure Features of Aluminum Alloys Welded Joint Obtained by Friction Stir Welding Advanced Materials Research. Vol. 872, 2014, pp. 174-179.

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ПОЛЫХ ЯЧЕИСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ПОМОЩЬЮ ЦИФРОВОГО ГОЛОГРАФИЧЕСКОГО ИНТЕРФЕРОМЕТРА

Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
dr_rvs@mail.ru, d12art@mail.ru

Методом СПФ/СД могут быть получены самые разнообразные полые конструкции, узлы и детали [1-3]. Большинство ведущих мировых компаний, производящих авиакосмическую технику, успешно применяют и развивают данную технологию для получения ответственных конструкций летательных аппаратов. Разработка надежной промышленной технологии СПФ/ДС, позволяющей получать качественные узлы и детали современных летательных аппаратов (ЛА) невозможна без использования современных методов неразрушающего контроля. Целью работы является разработка методики и установки для неразрушающего контроля полых ячеистых конструкций с помощью цифрового голографического интерферометра (ЦГИ).

По данному методу с помощью лазерного излучения на цифровую видеокамеру регистрируются два (или более) голографических изображения исследуемого объекта, соответствующих различным фазам процесса деформирования поверхности под действием внешней нагрузки. Путем цифровой обработки поле разности фаз может быть преобразовано в поле перемещений поверхности объекта, которые произошли в промежутке между первой и второй экспозициями. Основными преимуществами метода является бесконтактность, высокая чувствительность к перемещениям (доли микрона), возможность проведения измерений одновременно по всей поверхности изделия, возможность проведения измерений независимо от формы и материала изделия [4]. Методом конечных элементов рассчитаны поля перемещений поверхности конструкций при различных способах закрепления и нагружения в упругой области. Показано, что нагружение закрепленной по контуру конструкции внутренним давлением позволяет выявлять ряд типичных дефектов, таких как непровар или разрыв ребра жесткости. Отработка методики неразрушающего контроля проводилась на плоских образцах полой лопатки и лопатках имитаторах, полученных по технологии СПФ/ДС. В работе приведены результаты контроля, описание методики и установки для неразрушающего контроля. [5].

Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции (ISBN 978-5-902278-26-9). Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. — 176 с.
2. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 1. Международный опыт // Письма о материалах. Т.2(1). 2012. С. 32-35.
3. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 2. Опыт ИМПС РАН // Письма о материалах. Т.2(1). 2012. С. 36-39.
4. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р., Сафин Ф.Ф. Расчет полей перемещений трехслойных полых конструкций для неразрушающего контроля качества методом цифровой голографической интерферометрии // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 2. С. 90-94.
5. Гуревич В.С., Исаев А.М., Гусев М.Е., Алексеенко И.В. Материалы конференции «Голография: фундаментальные исследования, инновационные проекты и нанотехнологии», Россия, Иркутск. 2008. с.136 – 147].
6. Патент № 108596 МПК G 01B 9/00 Опуб. 20.09.2011, Бюл. 26. Установка для голографического контроля.

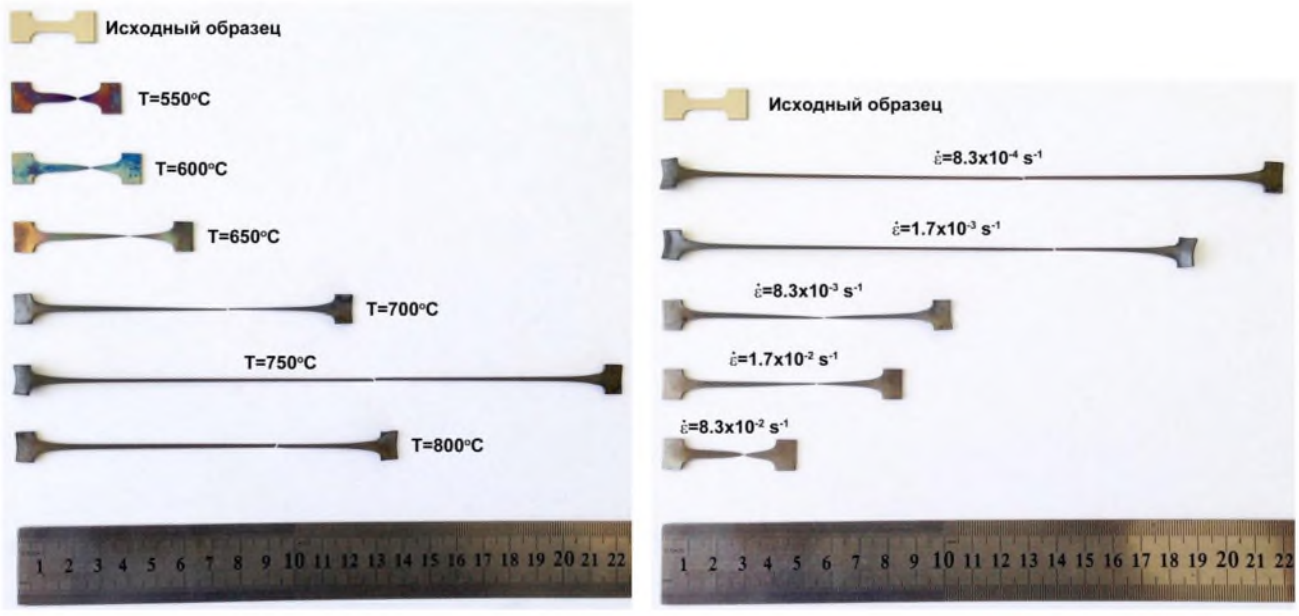
НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Шагиев М.Р. [1], Валиахметов О.Р. [1], Галеев Р.М. [1], Мурзинова М.А. [1], Алетдинов А. Ф. [1], Алаборт Э. [2]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*
[2]*Оксфордский университет, Оксфорд, Великобритания*
marat@imsp.ru

Показана возможность реализации низкотемпературной сверхпластичности в экспериментальных титановых сплавах, разработанных компанией Oxmet Technologies Ltd. (Великобритания). Посредством всесторонней изотермической ковки и перекрестной прокатки в сплавах на основе титана, легированных алюминием, ванадием, железом, никелем, молибденом, бором и кремнием, была сформирована однородная мелкозернистая структура со средним размером зерен d=1-2 мкм.

При комнатной температуре мелкозернистые сплавы обладали хорошим сочетанием прочностных и пластических характеристик: напряжение течения достигало $\sigma_{02}\approx690$ МПа, временное сопротивление до разрушения - $\sigma_B\approx870$ МПа, а удлинение - $\delta=25\%$. С повышением температуры напряжения снижались, а удлинения возрастали и при 550°С $\sigma_B=240$ МПа, а $\delta>25\%$. При скорости деформации $\sim10^{-3}$ $с^{-1}$ сплавы демонстрировали сверхпластическое поведение в интервале температур 600-800°С с максимумом $\delta=1918\%$ при 750°С (Рис. 1 а). При 750°С сверхпластическое поведение в сплавах наблюдалось при скоростях деформации $\sim10^{-3}$-10^{-1} $с^{-1}$ (Рис. 1 б).



(а) (б)

Рис. 1. Образцы мелкозернистого титанового сплава после испытаний на растяжение при а) Т=550-800°С и $\dot{\varepsilon}=8{,}3\times10^{-4}$ $с^{-1}$; б) Т=750°С и $\dot{\varepsilon}=8{,}3\times10^{-4}$-$8{,}3\times10^{-2}$ $с^{-1}$.

ПРИМЕНЕНИЕ АЛМАЗНЫХ НАКОНЕЧНИКОВ С МАЛЫМ УГЛОМ ЗАОСТРЕНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гладких Е.В. [1], Усеинов А.С. [1], Мезенева И.А. [2]

[1] *Технологический институт сверхтвердых и новых углеродных материалов, Троицк, Москва*
[2] *ООО «ТТ Аналитика»*
ekat.gladkih@yandex.ru

Исследование механических характеристик является важным этапом контроля свойств различных материалов, в том числе наноструктурированных. Для выполнения этой задачи может быть использована техника инструментального индентирования [1].

Использование заостренного индентора оказывается высоко эффективным при исследовании относительно мягких материалов на малых углублениях [2]. При малых нагрузках значительно увеличивается ошибка измерений из-за неидеальности формы индентора (на вершине индентора могут присутствовать сколы). В таком случае большое внимание должно уделяться точности обработки алмазов, а также процедуре калибровки функции формы площади индентора. Контроль макрогеометрии может быть осуществлен с помощью конфокальной микроскопии , а форму кончика можно узнать с помощью атомно-силовой микроскопии. Несмотря на неидеальность кончика, индентор сохраняет свою «хорошую форму» выше вершины и может использоваться для измерения механических свойств при больших глубинах. Вдавливание алмазного наконечника в материал может приводить к изменению свойств образца (например, происходят фазовые переходы в кремнии [3], растрескивание). Как было показано, поведение индентируемого материала зависит от угла заострения индентора.

Часто важным оказывается знание топографии поверхности исследуемого объекта как до проведения испытаний, так и после вдавливания наконечника. Инденторы с малым углом заострения позволяют сканировать поверхность образцов с высоким разрешением. В приборе НаноСкан-4D был реализован режим, аналогичный режиму полуконтактного резонансного возбуждения кантилевера [4]. Фазовый контроль сдвига резонансной частоты позволил добиться большего быстродействия по сравнению с контролем прижима колеблющегося зонда к поверхности по амплитуде [5]. Динамический метод контроля контакта зондирующего острия с поверхностью позволил на порядок понизить значение силы взаимодействия острия с поверхностью.

Проведённое исследование показало, что оптимальная амплитуда резонансных колебаний должна не менее, чем на порядок превышать уровень сейсмического шума в том помещении, где находится лабораторное оборудование.

Литература

1. Oliver W.C., Pharr G.M. An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic-Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments // J. Mater. Res. 1992. Vol. 7, № 6. P. 1564–1583.
2. Zhang F., Huang Y., Hwang K.C. Indenter tip radius effect in micro- and nanoindentation hardness experiments // Acta Mech. Sin. Xuebao. 2006. Vol. 22, № 1. P. 1–8.
3. Kailer A., Gogotsi Y.G., Nickel K.G. Phase transformations of silicon caused by contact loading // J. Appl. Phys. American Institute of Physics, 1997. Vol. 81, № 7. P. 3057–3063.
4. Усеинов А. et al. Измерение профилей деталей сложной формы с помощью сканирующего нанотвердомера // Наноиндустрия. 2017. Vol. 4.
5. Усеинов С. et al. Исследование свойств тонких покрытий в режиме динамического механического анализа с помощью сканирующего нанотвердомера “НаноСкан-4D” // Наноиндустрия. 2016. Vol. 63, № 1. P. 80–87.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметгалина А.А.[1,2], Самигуллина А.А.[2], Мурзинова М.А.[2], Назаров А.А.[2], Жиляев А. П.[2]

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

Как известно, для ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД), характерно снижение температуры проявления сверхпластичности (СП). Однако при этом напряжение течения существенно возрастает [1].

В последние годы было показано, что ультразвук при определенных амплитудах воздействует на дефектную структуру УМЗ материалов, способствуя снижению внутренних напряжений, релаксации неравновесных границ зерен, увеличению доли высокоугловых границ [2], что приводит к изменениям механических свойств материала [3]. В работе [4] было показано, что одновременное воздействие осевых ультразвуковых колебаний при СПД алюминиево-литиевого сплава 1420 приводит к снижению напряжения течения и увеличению удлинения до разрушения. Представляет интерес изучение влияния предварительной ультразвуковой обработки (УЗО) на характеристики СП УМЗ материалов.

В настоящей работе были выполнены сравнительные исследования механических свойств при температуре 600°С образцов титанового сплава ВТ6, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП), часть которых была подвергнута УЗО с амплитудой напряжений сжатия-растяжения 100 МПа.

Показано, что образцы ВТ6, подвергнутые УЗО, при всех скоростях деформации демонстрировали большие значения относительного удлинения до разрыва, равномерного удлинения, а также большую чувствительность к скорости деформации по сравнению с образцами без УЗО. При этом максимальные напряжения течения этих образцов на 30% ниже чем, образцов после РКУП.

Структурные исследования показали, что УЗО сплава ВТ6 способствует развитию процессов возврата и непрерывной рекристаллизации при 600°С.

Работа поддержана РНФ (грант № 16-19-10126). Микроструктурные исследования и механические испытания проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".

Литература

1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.P. Semenova, Superplasticity in nanostructured materials: new challenges // Mater. Sci. Eng. A 463 (2007) 2–7.
2. А.А. Мухаметгалина, А.А. Самигуллина, С.Н. Сергеев, А.П. Жиляев, А.А. Назаров, Ю.Р. Загидуллина, Н.Ю. Пархимович, В.В. Рубаник, Ю.В. Царенко. Влияние ультразвуковой обработки на микроструктуру и микротвердость ультрамелкозернистого никеля, полученного методом кручения под высоким давлением // Письма о материалах. 2017. Т. 7. № 2. С. 85-90.
3. A.A. Samigullina, A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov, Yu.V. Tsarenko, V.V. Rubanik, Effect of ultrasonic treatment on the strength and ductility of bulk nanostructured nickel processed by equal-channel angular pressing // Rev. Adv. Mater. Sci. 39 (2014) 48-53.
4. М. М. Мышляев, В. В. Шпейзман, В. В. Клубович и др. Изменение характеристик сверхпластической деформации алюминий-литиевого сплава под действием ультразвуковых колебаний // ФТТ, 57 (10), 1986 (2015).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕСТРОЕК ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Мурзаев Р.Т. [1], Назаров А.А., Бачурин Д.В. [2]

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

Ультразвуковая обработка (УЗО) значительно влияет на структуру и свойства кристаллических материалов[1]. Экспериментально установлено, что результат может быть совершенно разным в зависимости от амплитуды и частоты используются. В области низких амплитуд колебаний, дислокации не могут сдвинуть с места, происходит только микропластическая деформация [2]. В случае умеренно высоких амплитуд, когда дислокации становятся подвижными, может происходить их перераспределение и аннигиляция. Наблюдаются процессы релаксации внутренних напряжений [1,3]. При ультразвуковом воздействии с высокими амплитудами, начинается интенсивная генерация дислокаций, что способствует формированию ячеистой структуры, упрочнению материала.

Работ, в которых проводилось численное моделирование ультразвукового воздействия на дислокационные системы, мало. В настоящей работе при помощи компьютерного моделирования исследуется поведение под действием ультразвука неупорядоченной системы дислокаций, способных двигаться по трем некомпланарным плоскостям скольжения в отдельно взятом модельном зерне поликристалла.

Для проведения моделирования исходное зерно было выбрано квадратной формы. Для имитации неравновесного состояния границ зерен, характеризующегося дальнодействующими полями напряжений, на вершинах квадратного зерна помещены стыковые клиновые дисклинации. В зерне действуют три плоскости скольжения, расположенные под углом 60° друг к другу. Начальные координаты краевых дислокаций в пределах рассматриваемого зерна задавались случайным образом. Для простоты считалось, что на каждой плоскости скольжения находится равное число дислокаций. Рассматривалось, как скольжение дислокаций, так и их переползание. В процессе моделирования число дислокаций в системе менялось за счет зарождения и анигиляции дислокационных пар. Все четыре границы в зерне считались непроницаемыми для дислокаций.

В результате компьютерного моделирования установлено, что действие внешнего знакопеременного поля вызывает значительную перестройку дислокационной структуры, в результате чего дислокации из тела зерна перемещаются в границы зерен. Попавшие в границы и выстроившиеся в стенки краевые дислокации частично гасят поле квадруполя и не создают дальнодействующих полей напряжений.

Таким образом, скольжения дислокаций приводит к обнаружению новых процессов структурной перестройки в деформированных материалах, происходящих при УЗО. В частности, взаимодействие между дислокациями различных плоскостей способствует образованию субструктуры внутри зерна. Наблюдается при генерация дислокаций выход на уровень насыщения, выше которого дислокации генерируются менее интенсивно.

Литература

1. Д. Ниблетт, Дж. Уилкс. Внутреннее трение в металлах, связанное с дислокациями. УФН. 1963. Т. 80. № 1. С. 125187.
2. Гиндин И.А., Волчок О.И., Неклюдов И.М. Релаксация внутренних напряжений в кремнистом железе под действием ультразвуковых колебаний // ФТТ. 1975. Т. 17. В. 3. С. 655-657.
3. Кулемин А.В. Ультразвук и диффузия в металлах. М.: Металлургия, 1978. 200 с.

ДВУМЕРНЫЙ ДИСКРЕТНЫЙ БРИЗЕР В НИКЕЛЕ

Бачурина О.В. [1], Мурзаев Р.Т. [2], Дмитриев С.В. [2]

[1]*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*
[2]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
obachurina@yahoo.com

Дискретный бризер (ДБ) – это пространственно локализованная колебательная мода, существующая исключительно в дискретных нелинейных упорядоченных системах. Интерес к ним в физике твердого тела связан с тем, что ДБ локализуют на нескольких атомах колебательную энергию от долей до нескольких эВ, которая, по крайней мере в отсутствии тепловых колебаний, может перемещаться на значительные расстояния, и может быть израсходована на изменение дефектной структуры кристалла.

Как правило, рассматриваются ДБ, локализованные во всех N направлениях N-мерной решетки, то есть нуль-мерные ДБ [1]. Однако в двумерной решетке можно рассматривать не только нуль-мерные ДБ, но и ДБ, локализованные в одном и делокализованные в другом направлении, то есть одномерные ДБ. По аналогии, в трехмерном кристалле возможно рассмотрение нуль-мерных, одномерных и двумерных ДБ. Отметим, что одномерные ДБ рассматривались ранее в двумерном кристалле графена [2] и в трехмерных ГЦК кристаллах никеля и алюминия [3,4].

В данной работе, с помощью метода молекулярной динамики, впервые рассмотрен двумерный ДБ в ГЦК решетке никеля. Данный ДБ локализован преимущественно в одной плотноупакованной плоскости [111] кристалла. Для возбуждения такого ДБ использовалась одна из известных делокализованных колебательных мод треугольной решетки, поскольку плотноупакованная плоскость ГЦК кристалла является треугольной решеткой. Периодические граничные условия были использованы вдоль всех трех взаимно перпендикулярных направлений. Моделирование проводилось при температуре T=0 K с применением термодинамического ансамбля NVE (неизменные число атомов, объем и энергия). Путем варьирования начальных амплитуд смещений атомов от их равновесных положений в направлении осей x и y обнаружена близкая к линейной зависимость установившейся амплитуды от начальной амплитуды. Исследованный двумерный ДБ демонстрирует жесткий тип нелинейности, когда частота его колебаний увеличивается с ростом с амплитуды. Частоты колебаний атомов ДБ находятся выше верхней границы фононного спектра никеля (10,4 ТГц). Время жизни ДБ может достигать 7,5 пс. Полученные в настоящей работе результаты говорят о большом многообразии нелинейных, пространственно локализованных колебательных мод, поддерживаемых нелинейными решетками.

Литература

1. Dmitriev S.V., Korznikova E.A., Baimova J.A., Velarde M.G. Discrete breathers in crystals // Phys. Usp. 2016. V. 59. P. 446-461.
2. Baimova J.A. Large systems of discrete breathers in graphene // Letters on Materials. 2016. V. 6. P. 31-33.
3. Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. Моделирование линейного дискретного бризера в никеле // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14. №. 3. С. 363-367.
4. Бачурина О. В., Мурзаев Р. Т., Корзникова Е. А., Дмитриев С.В. Исследование одномерной нелинейной колебательной моды в ГЦК алюминии // Materials Physics and Mechanics. 2017. Т. 33. С. 49-56.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ РЕЛЬЕФА ПРИ КАТОДНОМ РАСПЫЛЕНИИ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ

Назаров К.С. [1], Хисамов Р.Х. [1], Шаяхметов Р.У. [1], Юмагузин Ю.М. [1, 2], Мулюков Р.Р. [1,2]

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

В работе [1] были представлены результаты исследования рельефа, формирующегося на поверхности наноструктурного никеля в следствии ионно-лучевого распыления. В работе [2] также был исследован рельеф на поверхности наноструктурного никеля только уже после распыления сканирующим фокусированным ионным пучком. В обеих работах показано, что полученный на поверхности наноструктурного никеля рельеф существенно отличается от рельефа, образующегося на поверхности крупнозернистого никеля, которые были подвержены аналогичным воздействиям. С фундаментальной точки зрения научный интерес представляют исследования формирования рельефа на поверхности наноструктурного металла в следствии катодного распыления в тлеющем разряде, что и является целью данной работы. Три различных способа ионного распыления позволят более детально изучить влияние объемной наноструктуры на процесс ионного распыления и формирование рельефа.

Как и в работах [1, 2] в качестве и исследуемого материала был взят никель чистотой 99,99%. Наноструктуру в образцах формировали методом интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (6 ГПа). Для сравнения был подготовлен образц мелкозернистого никеля. Размер зерен в наноструктурных образцах был порядка 100 нм, в мелкозернистом – около 4 мкм. Оба образца были подвергнуты механической шлифовке и полировке на финишной суспензии. Ионное распыление проводили в газоразрядной ячейке в атмосфере аргона, в которой в качестве катода использовался исследуемый образец.

В результате проведенных микроскопических исследований было определено, что рельеф на наноструктурных образцах никеля, также, как и в работах [1, 2], существенно отличается от рельефа на крупнозернистых образцах. При сравнении рельефов полученных тремя различными способами было выявлено, что рельеф на наноструктурных образцах подвергнутых ионно-лучевому и катодному распылению существенных отличий в морфологии не имеет, в то время как образцы крупнозернистого металла существенно отличаются в зависимости от способа распыления. Рельеф, полученный фокусированным ионным пучком на поверхности наноструктурного никеля, в некоторой степени, отличается от полученных другими двумя способами, но в данном случае провести равноправное сравнение будет некорректным, так как в работе [2] использовались ионы галлия, а здесь и в [1] ионы аргона.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН № АААА-А17-117041310213-0

Литература

1. Назаров К.С., Хисамов Р.Х., Юмагузин Ю.М., Мулюков Р.Р. Формирование многоострийного рельефа на поверхности наноструктурного никеля и полевая электронная эмиссия с него // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. вып. 11. С. 16-22.
2. Назаров К.С., Хисамов Р.Х., Мусабиров И.И., Юмагузин Ю.М., Шаяхметов Р.У., Мулюков Р.Р. Распыление наноструктурного металла методом фокусированного ионного пучка // Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы: сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ (г. Уфа, Республика Башкортостан, Россия 3-7 октября 2016 г.) / отв. ред. А.А. Назаров. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2016. С. 102.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Шарипов И.З. [1], Галиева Э.В. [2], Валитов В.А. [2]

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

В настоящее время актуальными являются исследования, направленные на решение проблемы получения неразъемных твердофазных соединений из разнородных никелевых сплавов с целью повышения надежности и уменьшения массы роторных конструкций за счет применения биметаллических деталей, например, типа блиск в ГТД нового поколения [1]. При эксплуатации изделий из разнородных сплавов в процессе нагрева возможно возникновение механических напряжений в местах их соединений вследствие разности коэффициентов термического расширения материалов, что может стать причиной снижения надежности работы.

В работе исследованы особенности термического расширения твердофазных соединений из разнородных никелевых сплавов ЭП975 и ВКНА-25, полученных сваркой давлением в условиях сверхпластичности сплава ЭП975, в котором предварительной обработкой была сформирована ультрамелкозернистая структура типа микродуплекс. В исходном состоянии сплав ВКНА-25 на основе интерметаллида Ni_3Al имел литую монокристаллическую структуру.

Исследовано термическое расширение образцов из соединяемых сплавов ЭП975 и ВКНА-25, Графики коэффициентов термического расширения (КТР) сплавов ЭП975 и ВКНА-25 показали, что они практически совпадают при нагреве от 200 до 750°С, постепенно возрастая от 13,3 до 17,2 $*10^{-6}$ 1/К. Вплоть до температуры 900°С различие в значениях КТР сплавов не превышает 10%. При дальнейшем нагреве до 1000°С КТР сплава ЭП975 растет быстрее, чем у ВКНА-25. Вероятно это обусловлено началом процесса растворения и коагуляции упрочняющей γ'-фазы в деформируемом сплаве ЭП975.

Результаты измерений КТР сварных образцов, которые были проведены непосредственно после сварки давлением, а также после термообработки показали, что в интервале температур 200-700°С их значения соответствуют значениям КТР соединяемых сплавов. При более высоких температурах 750-1000°С графики КТР сварных образцов монотонно возрастают и имеют промежуточные значения по сравнению с исходными сплавами.

Таким образом, показано, что значения КТР исходных разнородных сплавов на основе никеля ЭП975 и ВКНА-25, а также сварных образцов, как после сварки давлением в условиях сверхпластичности, так и после термообработки имеют близкие значения при нагреве вплоть до температуры 850°С, которая соответствует температуре эксплуатации сплава ЭП975. Данное обстоятельство является одним из необходимых условий надежной работы биметаллических деталей типа блиск.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-19-00685.

Литература

1. Поварова К.Б., Валитов В.А., Овсепян С.В., Дроздов А.А., Базылева О.А., Валитова Э.В. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («Блисков») и способа их соединения. – Металлы. – 2014. -№5. –С. 61-70.

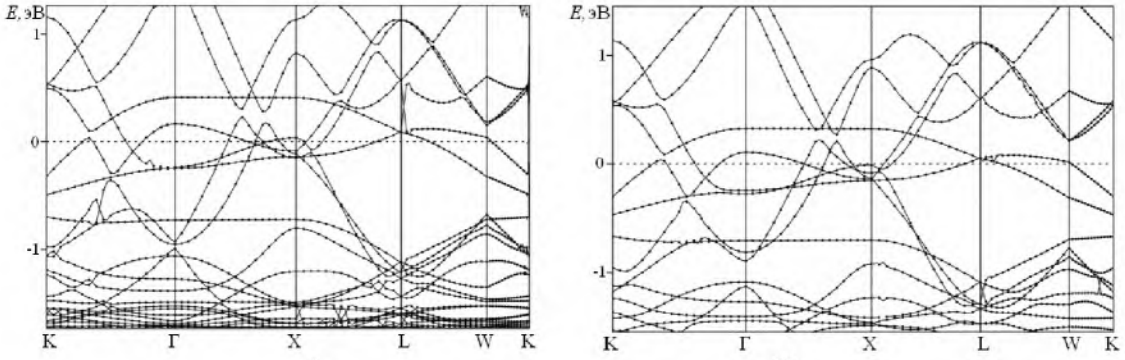
РАСЧЕТ ЗОННОЙ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОННОЙ ПЛОТНОСТИ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Ag_xCu_{2-x}X$ (X=S, Se, Te)

Якшибаев Р.А.[2], Биккулова Н.Н.[1], Акманова Г.Р.[2], Нигматуллина Г.Р.[1]

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

В данной работе представлен расчет зонной структуры и электронной плотности твердых растворов хальгенидов меди и серебра. Расчет произведен в рамках теории возмущений для функционала плотности (DFPT) с использованием программного пакета Quantum-Espresso.

На рис.1а приведена зонная структура $Ag_{0.5}Cu_{1.5}Te$. Зависимость энергии от волнового вектора имеет сложный характер, представляющий собой наличие гибридизованых уровней. Валентная зона состоит из двух подзон. Рассмотрение полной и парциальных плотностей состояний показывает, что первая валентная подзона образована преимущественно s-зоной теллура. В интервале от -4,8 эВ до -2,5 эВ расположены гибридизованые p-состояния Te и d-состояния Ag с незначительным вкладом s-, d-состояний Cu и s-состояний теллура и серебра. Область энергии от -2,3 эВ до уровня Ферми образована s-, p-зонами Te и s-, d-зонами Cu. Валентная зона характеризуется pd-гибридизацией уровней теллура и серебра и pd-гибридизацией уровней теллура и меди. Дно зоны проводимости формируется из s-, p-состояний халькогена и s-состояний металлов обоих типов.



а) б)

Рис. 1. Зонная структура соединений: а)$Ag_{0.5}Cu_{1.5}Te$; б)$Ag_{1.5}Cu_{0.5}Te$

Для зонной структуры $Ag_{1.5}Cu_{0.5}Te$ как и для зонной структуры $Ag_{0.5}Cu_{1.5}Te$ сохраняется сложный гибридный характер энергетических уровней. Максимальной плотности электронных состояний соответствуют d-состояния серебра. Наблюдается сужение валентной зоны. На основании такой зависимости можно сказать, что при увеличении содержания атомов серебра происходит увеличение степени гибридизации. Это служит подтверждением того факта, что гибридизация сильнее проявляется между энергетическими уровнями атомов серебра и халькогена, чем между энергетическими уровнями атомов меди и халькогена.

Сравнение зависимости энергии от волнового вектора для соединений $Ag_xCu_{2-x}X$ (X=S,Se,Te) показывает, что происходит сужение валентной зоны при анионном замещении Se-S-Te и при увеличении содержания атомов серебра.

Распределение электронной плотности в исследуемых соединениях имеет на качественном уровне примерно одинаковый характер. Сравнение полученных результатов показывает, что при анионном замещении S-Se-Te и катионном замещении Cu-Ag происходит уменьшение связи между атомами, обусловленное увеличением параметра решетки.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ОБРАЗЦОВ АСФАЛЬТО-СМОЛИСТЫХ ВЕЩЕСТВ ДЛЯ ДЕТАЛЬНОЙ ВИЗУАЛИЗАЦИИ ИХ ПОВЕРХНОСТНОЙ СТРУКТУРЫ

Акбутин Г. Д., Шарипов Т. И.

Башкирский государственный университет
gaziz.akbutin@yandex.ru

В последнее время большое внимание уделяется работам, в которых рассматривается использование органических молекул для создания электронных компонент микро- и наноэлектроники. Перспективными конструкционными материалами в молекулярной электронике являются асфальто-смолистые вещества (АСВ). Известно, что асфальтены в нефтяных дисперсных системах находятся в виде надмолекулярных структур размером от 1 до 1000 нм, что позволяет рассматривать асфальтены в качестве перспективного объекта нанотехнологий. На данный момент свойства асфальтенов на надмолекулярном уровне изучаются различными физико-химическими методами, а также методами атомно-силовой микроскопии [1-4].

Целью данной работы является разработка методики приготовления АСВ для исследования их методом атомно-силовой микроскопии, визуализация с высоким разрешением единичных молекул, сравнение полученных результатов с теоретической моделью молекул АСВ.

При разработке данного метода мы использовали имеющийся опыт по приготовлению образцов органических молекул [5-9]. Первоначальной задачей ставился подбор оптимальной концентрации асфальтенов в толуоле — рабочего раствора. Оптимальная концентрация определялась опытным путем, а также учитывая результаты исследований других ученых, работающих над данной проблемой [5, 10]. Теоретически рассчитав соотношение массы АСВ в объеме толуола, приготавливались растворы АСВ. Вторым варьируемым параметром была процедура получения мономолекулярной пленки на поверхности слюдяной подложки. В качестве подложки была выбрана слюда. Для получения мономолекулярной пленки использовался метод Ленгмюра-Блоджетт. Этот метод хорош тем, что она простая, и не требует создание вакуума, высоких давлений и высоких температур. Готовый образец исследовался в полуконтактном режиме атомно-силового микроскопа. Интерпретируя, полученные АСМ-изображения делалась вывод об успешности взятой концентрации асфальто-смолистых веществ при приготовлении рабочего раствора. Критериями успешности ставилась визуализация с высоким разрешением отдельных молекул асфальто-смолистых веществ в единичном состояние.

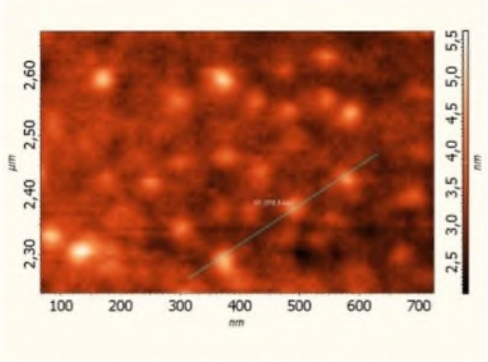


Рис.1 АСМ-изображение пленки асфальтенами

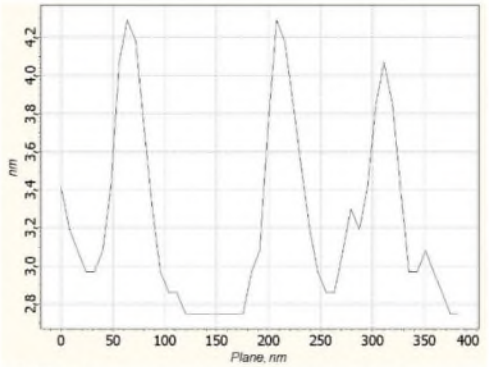


Рис.2 Профиль сечения выполненного по линии, проведенной на рис. 1.

На полученных АСМ-изображениях наблюдались молекулы АСВ с высотами 1,15-1,35 нм и длинами около 30 нм (рис.1). Различие в высотах составило примерно 0,15-0,20 нм. Анализировав размеры и расположение АСВ на поверхности мономолекулярного слоя, пришли к выводу, что в наноагрегатном состоянии асфальто-смолистые вещества имеют выраженную закрытую упаковку. Этот результат совпадает с результатами исследований норвежских ученых [11] Сравнив наши результаты с компьютерными моделями и работами других исследователей [12], мы пришли к выводу, что различие в высоте зависит от количества фрагментов молекул АСВ в «пачке». Предположительно у нас кристаллиты АСВ состоят из трех или четырех пластин.

Литература

1. Шуткова С.А., Доломатов М.Ю., Дезорцев С.В. Расчет электронной молекулярной структуры парамагнитных фрагментов нефтяных асфальтенов // Нефтегазопереработка-2012: Мат. Междунар. научно-практич. конф.- Уфа: ГУП ИНХП РБ, 2012. – С.267-268.
2. Ганеева Ю.М., Юсупова Т.Н., Романов Г.В. Асфальтеновые наноагрегаты: структура, фазовые превращения, влияние насвойства нефтяных систем // Успехи химии. – 2011. – Т. 80. – No 10. – С. 1034–1050.
3. Т.И. Шарипов, М.Ю. Доломатов, Р.З. Бахтизин. Исследование молекул смоло-асфальтеновых веществ методами атомно-силовой микроскопии. // «Наноэлектроника, нанофотоника и нелинейная физика»: тез. докл. XII Всерос. конф. молодых ученых. – Саратов: Изд-во «Техно-Декор», 2017. – с. 316-317.
4. Р.З. Бахтизин, Т.И. Шарипов, Т.Н. Нурахметов, К.А. Кутербеков, Ж.М. Салиходжа, М.Ю. Доломатов, А.Ж. Кайнарбай. Атомно-силовая микроскопия молекул смоло-асфальтеновых веществ. // Научный журнал Физика. 2017. №1. Сс. 79-84.
5. Коржов Ю.В., Орлов С.А. Агрегирование и коагуляция асфальтенов в пленке нефти: физические характеристики продуктов поверхностных отложений //Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. 2016. Т. 327. №12. 62-74.
6. T I Sharipov and R Z Bakhtizin The study of electrical conductivity of DNA molecules by scanning tunneling spectroscopy // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **256** (2017) 012009 doi:10.1088/1757-899X/256/1/012009
7. T I Sharipov, R Z Bakhtizin The estimation of quantitative parameters of oligonucleotides immobilization on mica surface // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **195** (2017) 012002 doi:10.1088/1757-899X/195/1/012002
8. Г.Д. Акбутин, Т.И. Шарипов. Исследование электропроводности олигонуклеотидов (Investigation of the electrical conductivity of oligonucleotides) // Scanning Probe Microscopy. Abstract Book of International Conference (Ekaterinburg, August 28-30, 2017) Ekaterinburg, Ural Federal University, 2017, p. 214 ISBN 978-5-9500624-0-7
9. Блинов Л.М. Ленгмюровские пленки. Успех физических наук, Т.155. 3, с.433-480, 1988.
10. Акбарзаде К., Хаммани А., Харат А., Дэн Чжан и др. Асфальтены проблемы и перспективы // Нефтегазовое обозрение . Издание компании "Шлюмберже (Shlumberger) ", М.: 2007 ,т. 19, № 2 , с.28- 42.
11. Ese M.H., Sjoblom J., Djuve J., Pugh R. An atomic force microscopy study of asphaltenes on mica surfaces. - Colloid Polym Sci 278:532±538 (2000)
12. Шуткова С. А., Доломатов М. Ю., Бахтизин Р. З., Телин А. Г., Шуляковская Д. О., Харисов Б. Р., Дезорцев С. В. Исследование надмолекулярной структуры наночастиц нефтяных асфальтенов // Башкирский химический журнал. 2012. Том 19. No 4. - С. 220

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Байтасов Т.М.

Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева, г. Астана, Республика Казахстан
talgat_b@hotmail.com

В последние годы за рубежом (США, страны ЕС) начинают находить широкое применение строительные изделия различного назначения, изготовленные из современных композиционных материалов.

Для исследования вопроса применения композиционных материалов в строительной отрасли, а также ввиду необходимости совершенствования технологии производства строительных изделий многофункционального назначения из модифицированных материалов в Научно-исследовательском центре «Строительных материалов и технологий» ЕНУ им.Л.Н.Гумилева был проведен комплекс научно-исследовательских работ.

По результатам проведенных экспериментально-прикладных исследований получены определенные предварительные результаты по модифицированию композиционных материалов на основе различных матриц, а также разработаны технологии их получения. Проведены серии лабораторных исследований свойств композиционных материалов на основе различных матриц и модифицирующих добавок. В, частности, на рисунке 1 показаны отдельные результаты микроскопического анализа образцов новых модифицированных композиционных материалов на основе традиционных вяжущих (органические (портландцемент, гипс), неорганические (смолы)).

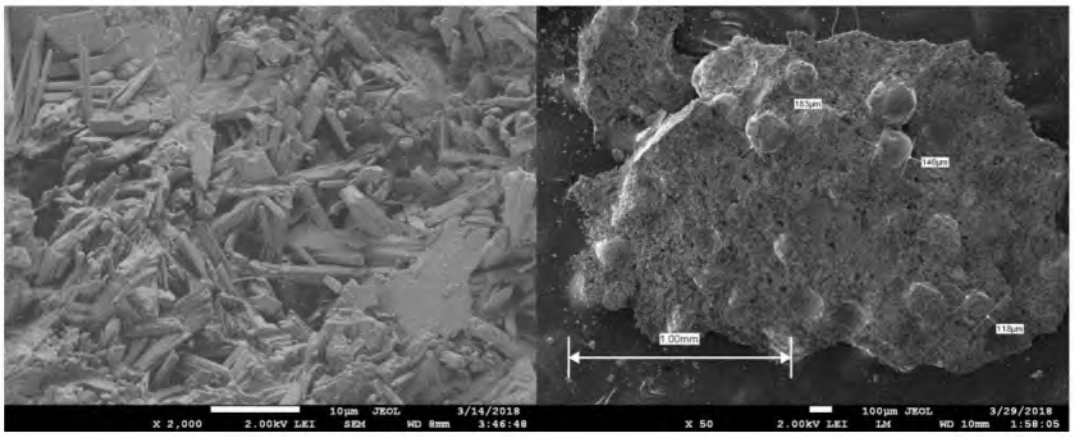


Рис. 1. Результаты микроскопического анализа исходных (немодифицированных) материалов и полученных модифицированных композиционных материалов

В результате экспериментально-прикладных исследований в лабораторных условиях изготовлены первые опытные образцы строительных изделий из модифицированных композиционных материалов. Результаты испытаний, полученных образцов материалов были проанализированы и сравнивались с результатами испытаний аналогичных строительных изделий из традиционных, немодифицированных материалов.

По полученным результатам научно-исследовательских работ представляется возможным создание новых модифицированных композиционных материалов с новыми свойствами и улучшенными характеристиками, и совершенствование технологии производства строительных изделий многофункционального назначения из данных материалов.

СТОЛКНОВЕНИЕ N-КРАУДИОНОВ В ГЦК МЕТАЛЛАХ

Баязитов А.М. [1,2], **Лобзенко И.П.** [3], **Корзникова Е.А.** [1], **Дмитриев С.В.** [1]

[1]*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
[2]*Башкирский государственный университет, Уфа*
[3]*Toyota Technological Institute, Tempaku Hisakata 166, Nagoya, Japan*
ayrseptember@mail.ru

В недавних работах [1,2] методом молекулярной динамики было показано, что сверхзвуковые N-краудионы существенно более эффективны в переносе вещества по сравнению с классическими сверхзвуковыми 1-краудионами. Отметим, что в сверхзвуковом N-краудионе не один, а N соседних атомов движутся одновременно с большой скоростью в одном плотноупакованном ряду. Только сверхзвуковые краудионы рассматривались в данной работе, поэтому далее они будут называться просто краудионами. Для инициирования N-краудиона необходима меньшая энергия, чем для инициирования 1-краудиона. N-краудионы переносят массу на бо**л**ьшие расстояния, чем 1-краудионы, поскольку для первых условие самофокусирующихся атомных столкновений выполнено в более широком диапазоне скоростей движения. До сих пор N-краудионы исследовались только в двумерных и трехмерных модельных кристаллах Морзе [1,2]. Несомненный интерес представляют краудионы в металлах, и в данной работе, с использованием программного пакета LAMMPS, они исследуются в меди и никеле, которые имеют ГЦК решетку. Помимо анализа свойств N-краудионов, таких как диапазон скоростей самофокусирующегося движения и длина пробега, исследованы их столкновения между собой при их встречном движении в одном плотноупакованном атомном ряду. Показано, что 1-краудионы и 2-краудионы взаимодействуют упруго с 2-краудионами. В данных случаях N-краудионы ведут себя подобно волнам солитонного типа, одним из основных свойств которых является сохранение индивидуальности после столкновения друг с другом. Столкновение двух 4-краудионов приводит к их разрушению и прекращению массопереноса.

Полученные результаты важны, поскольку они расширяют наши представления о механизмах массопереноса в металлах сверхзвуковыми краудионами.

Работа Б.А.М. была поддержана грантом РНФ № 1612-10175, Л.Е.А. и Д.С.В. получили поддержку РФФИ, грант № 17-02-00984-а.

Литература

1. S.V. Dmitriev, N.N. Medvedev, A.P. Chetverikov, K. Zhou, M.G. Velarde. Highly Enhanced Transport by Supersonic N-Crowdions. Phys. Status Solidi RRL **11**, 1700298 (2017).
2. С.В. Дмитриев, Е.А. Корзникова, А.П. Четвериков. Сверхзвуковые N-краудионы в двумерном кристалле Морзе. ЖЭТФ **153**, 417 (2018).

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПО ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ ИХ ФОРМИРОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НЕЙРОСЕТЕВОЙ МОДЕЛИ

Бедная Т.А. [1], Коноваленко С.П. [2]

[1]*Политехнический институт (филиал) «ДГТУ», Таганрог*
[2]*Таганрогский институт им. А.П. Чехова (филиал) «РГЭУ (РИНХ)», Таганрог*
bednayat@mail.ru

Среди проблем, затрудняющих определение критериев целенаправленного синтеза материалов для твердотельных сенсоров газов, является недостаточная изученность влияния технологических параметров формирования материала сенсора. Одним из перспективных материалов в области создания сенсоров является нанокомпозитные металлсодержащие органические полупроводники, в качестве основы которых может быть использован полиакрилонитрил (ПАН). Контролируемое формирование нанокомпозитных пленок сенсора на основе металлсодержащего ПАН возможно при выявлении нелинейных зависимостей газочувствительных свойств от задаваемых технологических параметров [1-3]. С целью улучшения функциональных сенсорных свойств проводилась модифицирование ПАН серебром.

Построена искусственная нейронная сеть в виде многослойного персептрона для прогнозирования коэффициента газочувствительности на основе данных технологических процессов получения материала (массовая доля добавки (масс. %), температура и время 1-го и 2-го этапов ИК-отжига). Доказана адекватность синтезированной модели: среднеквадратичная ошибка s_t= 0,07, коэффициент корреляции R=0,927 и среднеквадратичная ошибке прогноза s_v=0,11. Оценена чувствительность модели по среднеквадратической ошибке всех данных s = 0,09. Установлен оптимальный набор технологических параметров m(Ag) = 0,05 масс.%, $T_{сушки}$ = 160 °С, $t_{сушки}$ = 30 мин, $T_{ИК\text{-}отжига\ 1\ этап}$ = 250°С, $t_{ИК\text{-}отжига\ 1\ этап}$ = 2 мин, $T_{ИК\text{-}отжига\ 2\ этап}$ = 350°С, $t_{ИК\text{-}отжига\ 2\ этап}$ = 28 мин. По данным синтезированной модели проведена ее экспериментальная проверка (таблица 1).

Таблица 1

Результаты тестирования данных нейросетевого моделирования коэффициента газочувствительности пленок Ag-содержащего ПАН

ω (Ag), масс. %	$T_{сушка}$ – $t_{сушка}$, °С – мин	$T_{ИК\text{-}отж\ 1\ эт}$ – $t_{ИК\text{-}отж\ 1\ эт}$, °С – мин	$T_{ИК\text{-}отж\ 2\ эт}$ – $t_{ИК\text{-}отж\ 2\ эт}$, °С – мин	Коэффициент газочувствительности S, отн.ед.		Абсолютная и относительная ошибки	
				Прогноз	Эксперимент	δ	Δ,%
0,05	160 – 30	250– 2	350 – 28	0,75	0,69	0,06	8
0,75	160 – 30	300 – 2	500 – 20	0	0	0	0
0,75	160 – 30	150– 3	400 – 2	0,13	0,15	0,02	13

Литература

1. Semenistaya T.V., Petrov V.V., Kalazhokov K.K., Kalazhokov Z.K., Karamurzov B.S., Kushkhov K.V., Konovalenko S.P. Study of the properties of nanocomposite cobalt-containing ir-pyrolyzed polyacrylonitrile films // Surface Engineering and Applied Electrochemistry. 2015. Vol. 51. № 1. P. 9-17.
2. Коноваленко С.П., Семенистая Т.В. Исследование свойств пленок кобальтсодержащего полиакрилонитрила с применением QSPR-методологии // Известия ЮФУ. Технические науки. 2013. №1. С. 178 – 183.
3. Semenistaya T.V., Petrov V.V., Bednaya T.A., Zaruba O.A. Gasoline vapor sensor based on Cr-containing polyacrylonitrile nanocomposite films through artificial neural networks application // Materials Today: Proceedings. 2015. № 2. P. 77 – 84.

ФАЗОВЫЕ СООТНОШЕНИЯ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕЛЛУРИДА МЕДИ

Биккулова Н.Н.[1], Акманова Г.Р. [2], Биккулова Л.В.[1], Курбангулов А.Р.[1]

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

Соединения $Cu_{2-\delta}Te$ являются наименее изученными среди халькогенидов меди и сведения о фазовой диаграмме Cu-Te носят противоречивый характер. Достоверно известно о наличии некоторой области гомогенности гексагональной модификации в пределах концентрации 33,3-36,4 % (ат.) Te при комнатной температуре и области гомогенности ГЦК фазы 33,3-37,5 % (ат.) Te при температурах 773-873 К. Для теллуридов меди имеется несколько узких областей гомогенности, сложно расположенных на диаграмме, переходы между которыми осуществляются через двухфазные области. В связи с этим в представленной работе изучаются фазовые переходы в теллуриде меди, который является соединением со смешанной ионно-электронной проводимостью со структурным разупорядочением. Для решения данной задачи на основе экспериментально полученных кривых титрования построена фазовая диаграмма, определены термодинамические параметры данного соединения в рассматриваемом диапазоне температур и составов. Также в работе рассматриваются электрофизические свойства исследуемых соединений.

Методом кулонометрического титрования получены кривые зависимости эдс электрохимической ячейки от состава образцов $Cu_{2-\delta}Te$ при температурах 613 и 653 К для составов с δ =0÷0,3. Согласно кривым титрования при температуре 613 К существуют две однофазные области, соответствующие составам: $Cu_{2-\delta}Te$ (δ=0÷0,09), $Cu_{1,88}Te$-$Cu_{1,76}Te$. При температуре 653К наблюдаются однофазные области, соответствующие составам:$Cu_{2-\delta}Te$ (δ=0÷0,1), $Cu_{1,88}T$-$Cu_{1,81}Te$. На основе данных кулонометрического титрования, был построен фрагмент фазовой диаграммы теллурида меди в разрезе «температура-состав» в интервале температур 613–673 К (рис. 1).

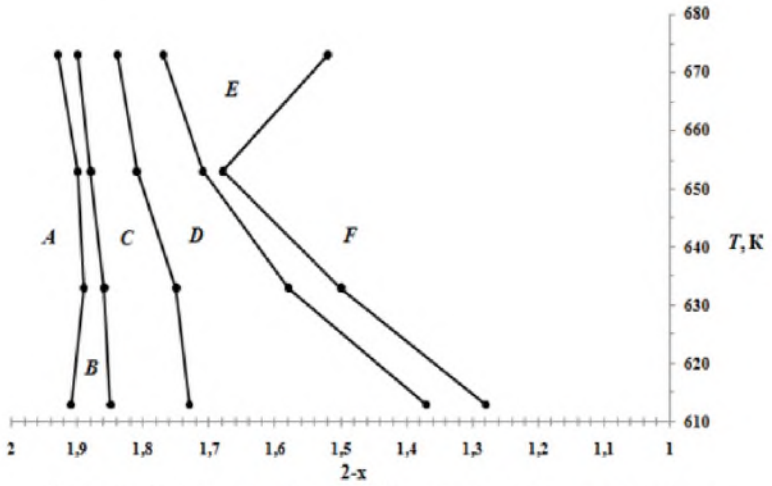


Рис. 1. Фрагмент фазовой диаграммы соединения $Cu_{2-\delta}Te$ в интервале 613–673 К

Исследование электропроводности теллуридов меди показало, что с повышением температуры электронная проводимость во всех составах убывает, а ионная увеличивается. Изменение величины электронной проводимости при отклонении от степени стехиометричности связано с изменением положения уровня Ферми и увеличением концентрации дырок при увеличении вакансий.

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВИСМУТСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕСКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОРИСТЫХ СТЕКОЛ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ P_2O_5 И ФТОРИД-ИОНОВ МЕТОДОМ ИК СПЕКТРОСКОПИИ

Гирсова М.А., Головина Г.Ф., Анфимова И.Н., Куриленко Л.Н.

Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, Санкт-Петербург
girsovamarina@rambler.ru

В настоящей работе были синтезированы висмутсодержащие композитные материалы двух типов: висмутсодержащие пористые и кварцоидные стекла (ВПС и ВКС) по технологии [1] на основе высококремнеземных пористых стекол (ПС), содержащих малые добавки P_2O_5 и фторид-ионов (далее ПС-НФФ). ПС-НФФ были получены путем сквозного химического травления (выщелачивания) двухфазного стекла НФФ заводской варки в водном 4М растворе HNO_3 при кипячении, последующей промывки в дистиллированной воде и сушке на воздухе. Термическое модифицирование ПС-НФФ проводили по трем разным режимам: при $T_{T.M.}$ = 120 °С в течение 1 ч (ПС-НФФ-120), при $T_{T.M.}$ = 400 °С в течение 2 ч (ПС-НФФ-400), при $T_{T.M.}$ = 600 °С в течение 2 ч (ПС-НФФ-600). По данным химического анализа базовые ПС-НФФ-120 и кварцоидные – КС-НФФ-120 (то есть подвергнутые тепловой обработке ПС-НФФ-120 при Т = 875 ± 5 °С, в результате которой происходит полное схлопывание пор в образцах) содержат, мас. %: (0.46–0.55) Na_2O, (6.42–6.85) B_2O_3, (92.56–93.09) SiO_2, (0.03–0.04) |F|, ≤ 0.01 P_2O_5 [2]. Растворы азотнокислого висмута были приготовлены на основе водного 2М раствора HNO_3 и соли $Bi(NO_3)_3 \cdot 5H_2O$ марки ч.д.а. ВПС были получены путем пропитки ПС-НФФ-120, ПС-НФФ-400, ПС-НФФ-600 при комнатной температуре в водных 0.5 М растворах $Bi(NO_3)_3$ в течение 24 ч (с сушкой при Т ~ 50 °С). Затем серия образцов ВПС была подвергнута тепловой обработке на воздухе при температурах Т от 400 до 870 °С с изотермическими выдержками при Т в течение 15–120 мин. Тепловая обработка производилась по специально разработанным многостадийным режимам накопительного принципа с промежуточными изотермическими выдержками по методике [1]. По данным химического анализа в исследуемых образцах ВПС и ВКС содержится, мас. %: (0.42–0.71) Na_2O, (6.13–6.76) B_2O_3, (90.60–91.54) SiO_2, (1.76–2.12) Bi_2O_3. Содержание P_2O_5 и фторид-ионов (|F|) в ВПС и ВКС не определяли.

ИК спектры пропускания образцов стекол были получены при комнатной температуре в интервале 4000–400 $см^{-1}$ с использованием спектрофотометра SPECORD M-80 Carl Zeiss JENA. Для проведения измерений порошки стекол перемешивали с KBr и прессовали в виде таблеток. Согласно результатам ИК спектроскопии в синтезированных ВПС и ВКС обнаружены полосы поглощения, относящиеся к колебанию Bi–O, Bi–O–Bi, Bi–O–Si связей и [BiO_3], [BiO_6] групп.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации молодым ученым и аспирантам (проект СП-1914.2018.1).

Авторы благодарят сотрудников ИХС РАН Т. Г. Костыреву, Л. Ф. Дикую, Л. А. Доронину, Е.А. Семенову за проведение химического анализа стекол.

Литература

1. Антропова Т.В., Гирсова М.А., Анфимова И.Н. и др. Пат. 2605711 РФ, МПК-2006.01 C 09 K 11/08, C 09 K 11/74, C 03 C 4/12; МПК-2011.01 B 82 Y 40/00. Заявитель и патентообладатель ФГБУН Ордена Трудового Красного Знамени Институт химии силикатов им. И. В. Гребенщикова Российской академии наук. № 2015117713/05; заявл. 12.05.2015; опубл. 27.12.2016 // Бюл. № 36. 17 с
2. Girsova M.A., Golovina G.F., Anfimova I.N., Arsent'ev M.Yu., Antropova T.V. Structure and spectral properties of the silver-containing high-silica glasses // Journal of Physics: Conference Series. 2016. Vol. 741. article 012144. DOI:10.1088/1742-6596/741/1/012144.

ТЕРМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ СПЕКТРАЛЬНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОПОРИСТЫХ СИЛИКАТНЫХ СТЕКОЛ, ЛЕГИРОВАННЫХ ГАЛОГЕНИДОМ СЕРЕБРА И ИОНАМИ Tb^{3+} ИЛИ Sm^{3+}

Гирсова М.А., Анфимова И.Н., Куриленко Л.Н.

Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, Санкт-Петербург
girsovamarina@rambler.ru

В настоящей работе рассматриваются композитные материалы на основе нанопористых стекол (НПС), легированные галогенидом серебра (AgI или AgBr) в присутствии или без сенсибилизатора (тербий или самарий). Синтез был выполнен путем двухстадийной пропитки НПС-матриц: 1) в стабилизированных добавлением концентрированной HNO_3 водных растворах 100 мг/мл $AgNO_3$ в присутствии или без сенсибилизатора (10 мг/мл $Tb(NO_3)_3$ или 10 мг/мл $Sm(NO_3)_3$) при комнатной температуре в течение суток и 2) в водном растворе галоидных солей (0.2 M KI или 0.6 M KI или 0.6 M KBr) при 50 °C в условиях термостатирования (± 1 °C) без принудительного перемешивания в течение 20–45 мин согласно методике [1, 2].

По данным химического анализа базовые ПС и кварцоидные (то есть спеченные ПС) стекла (КС) в форме прямоугольных плоскопараллельных пластин (размером 5–25 x 5–15 x 1.5 ± 0.15 мм) содержат, мас. %: (0.23–0.30) Na_2O, (3.14–3.48) B_2O_3, (0.10–0.11) Al_2O_3, (96.19–96.45) SiO_2 [1, 2]. Обозначение синтезированных образцов: 100 Ag, 100Ag/10Tb, 100Ag/10Sm – в соответствии с концентрацией пропитывающих растворов, содержащих серебро. Во всех композиционных материалах на базе НПС-матриц, легированных иодидом или бромидом серебра в присутствии или без сенсибилизатора (тербий или самарий), было определено содержание серебра и щелочных металлов, мас. %: (0.11–0.26) Na_2O, (0.02–1.17) K_2O, (0.26–0.66) Ag_2O методом пламенной фотометрии на спектрофотометре iCE of 3000 Series. По данным химического анализа одна из серий синтезированных образцов (100 Ag–0.2M KI) имела состав, мас. %: 0.16 Na_2O, 0.02 K_2O, 3.16 B_2O_3, 96.40 SiO_2, 0.26 Ag_2O. Содержание Sm_2O_3, Tb_2O_3, Al_2O_3, |I|, |Br| в композитах не определяли.

В работе были исследованы оптические свойства ПС и композитов. Исследованы зависимости оптической плотности (спектрофотометр СФ-2000, спектральный диапазон 190–1100 нм) композитных материалов в зависимости от их состава и температуры тепловой обработки (Т в диапазоне от 120 до 875 °C). Анализ спектров показал, что существенное влияние на оптические свойства композиционных материалов оказывает наличие в них сенсибилизатора (Tb^{3-} или Sm^{3+}).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00527.

Авторы благодарят сотрудников ИХС РАН Т. Г. Костыреву, Л. Ф. Дикую, Л. А. Доронину, Е.А. Семенову за проведение химического анализа стекол.

Литература

1. Гирсова М.А. Синтез, структура и спектрально-оптические свойства композиционных материалов на основе силикатных пористых стекол, содержащих галогениды серебра или оксиды висмута. Автореф. канд. дис. СПб., 2015. 22 с.
2. Гирсова М.А., Головина Г.Ф., Анфимова И.Н., Полякова И.Г., Костырева Т.Г., Куриленко Л.Н., Семенова Е.А., Арсентьев М.Ю., Антропова Т.В. Синтез и исследование фотохромных высококремнеземных нанокомпозитных материалов на основе пористых стекол с галогенидами серебра // Сборник материалов научной конференции. «Неорганическая химия – фундаментальная основа в материаловедении керамических, стеклообразных и композиционных материалов» (Санкт-Петербург, 4–5 марта 2016 г.). СПб.: Изд-во «ЛЕМА», 2016. С. 36–39.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗБУЖДЕНИЯ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ ВБЛИЗИ ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ СТЕХИОМЕТРИИ A_3B ФЕМТОСЕКУНДНЫМ ЛАЗЕРОМ

Захаров П.В. [1], Старостенков М.Д. [2], Ерёмин А.М. [1], Сысоева М.О. [3]

[1]*Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет имени В.М. Шукшина, Бийск*
[2]*Алтайский государственный технический университет имени И.И. Ползунова, Барнаул*
[3]*Бийский технологический институт (филиал) АлтГТУ имени И.И. Ползунова», Бийск*
zakharovpvl@rambler.ru

Необходимость создания новых материалов с заранее заданными свойствами, а также модификация свойств известных материалов, мотивирует к поиску новых механизмов транспорта энергии от поверхности кристаллов вглубь. Так активно применяются лазеры ультракоротких импульсов, например, в прецизионной обработке материалов, и других областях [1].

Авторы многих работ высказывают мнения, что такие солитоны, как дискретные бризеры, могут вносить существенный вклад в формирование свойств кристаллов, в том числе при интенсивных внешних воздействиях [2].

В работе рассмотрен кристалл стехиометрического состава A_3B, на примере Pt_3Al. Для данного материала методом молекулярной динамики получены два типа дискретных бризеров с мягким и жестким типами нелинейности. Также показано, что интенсивные внешние воздействия могут быть причиной возбуждения таких объектов в кристалле Pt_3Al [3, 4].

Моделирование воздействия фемтосекундного лазера осуществлялось методом молекулярной динамики посредством программного пакета LAMMPS [5]. Расчетная ячейка представляла собой куб со свободными граничными условиями, содержащий 10^5 частиц. Действие лазера моделировалось путем придания частицам импульса.

В результате моделирования было установлено, что такого рода воздействие может вызывать генерацию дискретных бризеров вблизи поверхности, при продолжительном воздействии возможно возбуждение уединенных волн, способных распространяться на сотни нанометров в кристалле.

Для ПВЗ работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, проект № 16-12-10175, для МДС, АМЕ, МОС исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Алтайского края в рамках научного проекта № 18-42-220002.

Литература

1. Крюков П.Г. Лазеры ультракоротких импульсов // Квантовая электроника. 2001. Т. 31. № 2. С. 95-119.
2. Дмитриев С.В., Корзникова Е.А., Баимова Ю.А., Веларде М.Г. Дискретные бризеры в кристаллах // Успехи физических наук. 2016. Т. 186. № 5. С. 471-488.
3. Захаров П.В., Старостенков М.Д., Ерёмин А.М., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. Возбуждение щелевых дискретных бризеров в кристалле состава A_3B потоком частиц // Физика твердого тела. 2017. Т. 59. № 2. С. 217-222.
4. Захаров П.В., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. Дискретные бризеры вблизи поверхности интерметаллидного сплава Pt_3al // Materials physics and mechanics. 2017. Т. 33. № 1. С. 69-79.
5. LAMMPS Molecular Dynamics Simulator [Офиц. сайт]. Режим доступа: http://lammps.sandia.gov/.

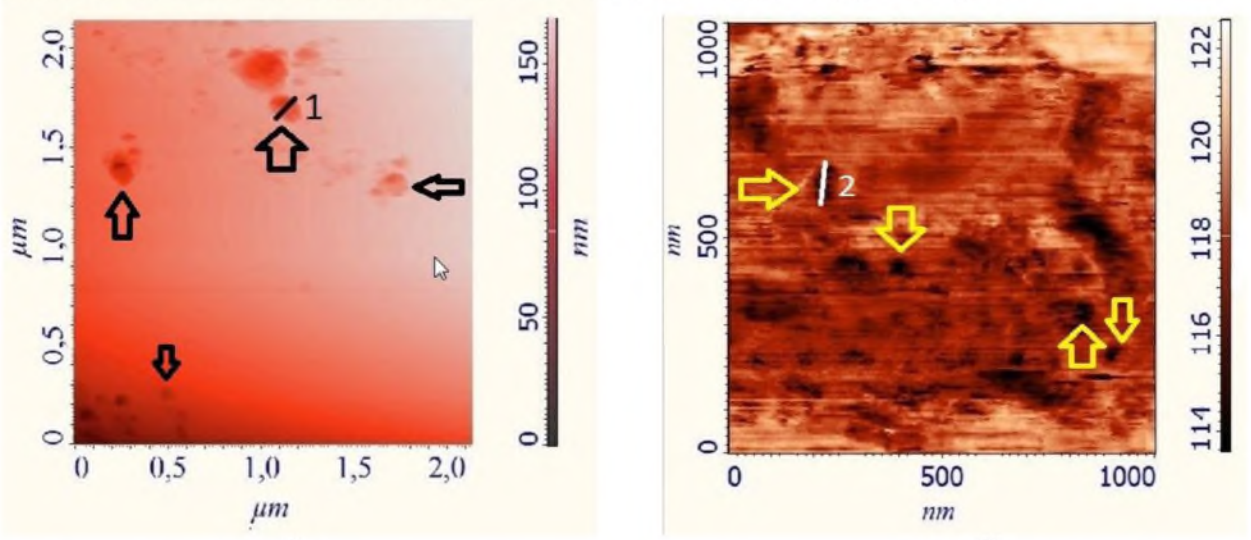
ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КЛАСТЕРОВ РАЗНОГО РАЗМЕРА, ИММОБИЛИЗОВАННЫХ НА ПОВЕРХНОСТЯХ С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ ПРОВОДИМОСТИ

Кутлубаев И.С., Шарипов Т.И.

Башкирский государственный университет, Уфа
k.ilshat.95@gmail.com

Благодаря уникальным возможностям, методы сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) являются наиболее широко используемыми при исследовании структур, расположенных на поверхности твердого тела [1-3]. В частности, метод сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) помимо того, что позволяет исследовать процессы реконструкции поверхности [4], адсорбции атомов, с помощью него можно измерять зависимость туннельного тока, возникающего в зазоре между зондом и исследуемым образцом, от приложенного напряжения – то есть получать вольт-амперные характеристики (ВАХ) различных объектов [5].

Для исследования проводимости кластеров олигонуклеотидов (на рисунке 1 показаны стрелками), мы изготовили подложки с различной проводимостью. С целью получения таких подложек мы напыляли различные металлы (Al, Cu) на поверхность слюды в вакууме (около 10^{-4} мм. рт. ст.). Далее на напыленные подложки наносили раствор олигонуклеотидов и в течение 2 часов ждали полного высыхания подложки в атмосфере воздуха.



а) б)

Рис. 1. а) АСМ-изображение олигонуклеотидов, нанесенных на медную подложку; б) АСМ-изображение олигонуклеотидов, нанесенных на алюминиевую подложку.

Приготовленные образцы исследовали с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ). На АСМ-изображении хорошо визуализируются кластеры олигонуклеотидов. После этого измеряли с помощью СТМ ВАХ как кластеров различных размеров, так и кластеров приблизительно одного размера, но расположенных на разных поверхностях. Затем сравнивали между собой полученные ВАХ кластеров олигонуклеотидов, иммобилизованных на подложках с различной проводимость (рисунок 2):

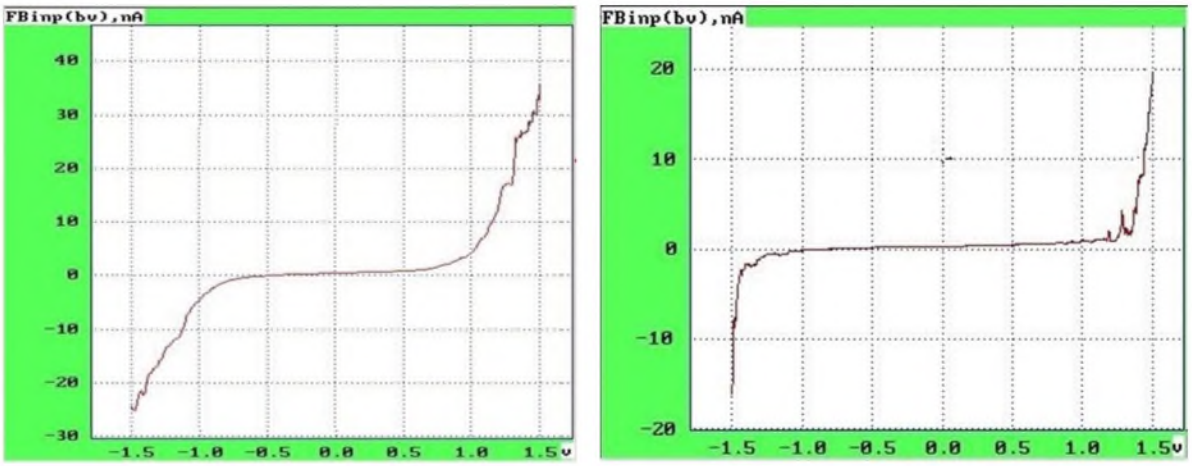


Рис. 2. ВАХ кластеров олигонуклеотидов приблизительно одного размера, иммобилизованных на медной подложке (слева), и на алюминиевой подложке (справа).

При сравнении кластеров олигонуклеотидов одного размера на поверхностях с различной проводимостью заметен тот факт, что кластеры, расположенные на поверхности меди, имеют меньшее усредненное значение статического сопротивления, нежели кластеры, расположенные на алюминиевой поверхности. Это видно по следующим расчетам:

Кластер №1 (отмечен цифрой 1 на рисунке 1а) высотой 14 нм и шириной 120 нм имеет усредненное статическое сопротивление Rст.ср. = 195 МОм, вычисленное по ВАХ (рис. 2 слева).

Кластер №2 (отмечен цифрой 2 на рисунке 1б) высотой 30 нм и шириной 100 нм имеет усредненное статическое сопротивление Rст.ср. = 241 МОм, вычисленное по ВАХ (рис. 2 справа).

Литература

1. Hansma H. G., Browne K. A., Bezanilla M. , and Bruice T. C., Bending and staightening of DNA induced by the same ligand: characterization with the atomic force microscope // *Biochemistry*, 2011. V. 33.Pp. 8436-8441
2. T I Sharipov, R Z Bakhtizin The estimation of quantitative parameters of oligonucleotides immobilization on mica surface // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **195** (2017) 012002
3. T I Sharipov and R Z Bakhtizin The study of electrical conductivity of DNA molecules by scanning tunneling spectroscopy // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering **256** (2017) 012009
4. B. Z. Nosho and W. H. Weinberg. Effects of surface reconstruction on III-V semiconductor interface formation: The role of III/V composition. Applied Physics Letters, 1999. **74** (12). Pp. 1704-1706.
5. Г.Д. Акбутин, Т.И. Шарипов.Исследование электропроводности олигонуклеотидов (Investigation of the electrical conductivity of oligonucleotides) // Scanning Probe Microscopy. Abstract Book of International Conference (Ekaterinburg, August 28-30, 2017) Ekaterinburg, Ural Federal University, 2017. P. 214

ПРИБОРЫ И МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ КОМПЛЕКСА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Зубко В.И., Зубко Д. В., Сицко Г.Н.

Белорусский государственный университет, Минск
Zubko@bsu.by

Разработка высокочувствительных электроемкостных преобразователей, современных методов и методик для контроля и диагностики качества электроизоляционных материалов электротехнического назначения обусловлена необходимостью их тестирования на соответствие комплекса диэлектрических показателей (относительной диэлектрической проницаемости, тангенса угла диэлектрических потерь, удельного объемного и поверхностного электросопротивления) нормам, регламентированным стандартами.

На рис.1, 2 и 3 представлены фотографии малогабаритных установок для контроля и диагностики комплекса диэлектрических свойств пластинчатых электроизоляционных материалов электротехнического назначения.



Рис.1. Малогабаритная установка для контроля и диагностики относительной диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь пластинчатых электроизоляционных материалов электротехнического назначения в диапазоне частот электрического тока 50 Гц – 1 МГц.
В состав установки входят:
– измерительный преобразователь;
– цифровой измеритель иммитанса;
– персональный компьютер



Рис.2 . Малогабаритная установка для контроля и диагностики удельного объемного электросопротивления пластинчатых электроизоляционных материалов.
В состав установки входят:
– измерительный преобразователь;
– цифровой электрометр;
– персональный компьютер.



Рис.3 . Малогабаритная установка для контроля и диагностики удельного поверхностного электросопротивления пластинчатых электроизоляционных материалов.
В состав установки входят:
– измерительный преобразователь;
– цифровой электрометр;
– персональный компьютер.

Разработанный высокочувствительный электроемкостный преобразователь [1] по сравнению с существующими аналогами [2, 3] обладают следующими преимуществами:

а) позволяет получать информацию о комплексе диэлектрических показателях пластинчатых электроизоляционных материалов в диапазоне частот 50 Гц – 1 МГц;

б) обеспечивает однородное электрическое поле в объеме контролируемого электроизоляционного материала в диапазоне частот 50 Гц – 1 МГц;

г) обладает малой величиной диэлектрических потерь – $1.8 \cdot 10^{-5}$.

Результаты испытаний электроизоляционного материала (ДСВ-2-О, образец окрашенный) на соответствие диэлектрических показателей приведены в таблице 1.

Таблица 1. Значения диэлектрических показателей пресс- материала (ДСВ-2-О)

Диэлектрический показатель	№ образца	Определяемый показатель	По ГОСТ 17478-95
Относительная диэлектрическая проницаемость	Образец №1 Образец №2 Образец №3	4,94 4,96 5,0	Не более 8,0
Тангенс угла диэлектрических потерь	Образец №1 Образец №2 Образец №3	0,017 0,023 0,025	Не более 0,05
Удельное объемное электрическое сопротивление	Образец №1 Образец №2 Образец №3	$3{,}20 \cdot 10^{10}$ Ом·м $3{,}10 \cdot 10^{10}$ Ом·м $2{,}95 \cdot 10^{10}$ Ом·м	Не менее $1{,}0 \cdot 10^{10}$ Ом·м
Удельное поверхностное электрическое сопротивление	Образец №1 Образец №2 Образец №3	$1{,}60 \cdot 10^{12}$ Ом $1{,}65 \cdot 10^{12}$ Ом $1{,}55 \cdot 10^{12}$ Ом	Не менее $1{,}0 \cdot 10^{12}$ Ом

В результате проведенных испытаний определены диэлектрические показатели относительной диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь образцов электроизоляционного пресс- материала (ДСВ-2-О) на частоте электрического тока 1 МГц, удельного объемного и поверхностного электрического сопротивления на постоянном токе при напряжении 500 В.

Установлено, что относительная диэлектрическая проницаемость образцов электроизоляционных пресс - материалов (ДСВ-2-О) находится в интервале 4,94-5,0, тангенс угла диэлектрических потерь составляет 0,017-0,025, удельное объемное сопротивление колеблется в пределах $2{,}95 \cdot 10^{10}$-$3{,}2 \cdot 10^{10}$ Ом·м, поверхностное сопротивление составляет $1{,}60 \cdot 10^{13}$-$1{,}55 \cdot 10^{13}$ Ом, что соответствуют требованиям ГОСТ 17478-95, согласно которому данные показатели должны быть не более 8,0 и 0,05 и не менее $1{,}0 \cdot 10^{10}$ Ом·м и $1{,}0 \cdot 10^{12}$ Ом, соответственно.

Созданные высокочувствительные измерительные преобразователи и разработанные метод и методика могут быть использованы для контроля и диагностики качества электроизоляционных пресс-материалов, применяемых в высоковольтных электрических и радиотехнических устройствах.

Литература

1. Патент № 9001 от 28.02. 2013г. Республика Беларусь /Зубко Д.В., В.И. Зубко //Устойство для контроля электрических свойств полимерных композиций.
2. Джексон Р.Г. Новейшие датчики. М.: Техносфера, 2007, 384 с.
3. Бугров А.В. Высокочастотные емкостные преобразователи и приборы контроля качества. М.: Машиностроение, 1982, 94 с.

МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Зубко В.И., Зубко Д. В., Сицко Г.Н.

Белорусский государственный университет, Минск
Zubko@bsu.by

Разработка методики для контроля и диагностики качества электроизоляционных материалов электротехнического назначения обусловлена необходимостью их тестирования на соответствие комплекса диэлектрических показателей нормам, регламентированным стандартами.

Методика определения диэлектрической проницаемости ε и тангенса угла диэлектрических потерь $tg\delta$ электроизоляционных материалов состоит в следующем:

Если измерительный конденсатор без материала, то тогда запишем

$$C_1 = C_П + C_0, \qquad (1)$$

где C_1 - емкость измерительного конденсатора, составляющая рабочую емкость конденсатора (C_0) и паразитную емкость между электродами и выводами от них $(C_П)$.

Если измерительный конденсатор заполнен материалом, то тогда получим

$$C_2 = C_П + C_0\varepsilon, \qquad (2)$$

где ε - относительная диэлектрическая проницаемость материала.

Вычитая из (2) уравнение (1), получим

$$C_2 - C_1 + C_0 = C_0\varepsilon, \qquad (3)$$

Из уравнения (3) получим формулу для определения величины диэлектрической проницаемости электроизоляционного материала

$$\varepsilon = \frac{C_2 - C_1}{C_0} + 1, \qquad (4)$$

где $C_0 = \frac{\varepsilon\varepsilon_0 S}{d}$ - геометрическая (рабочая) емкость измерительного конденсатора.

Здесь $S = \pi r^2$ - площадь дискового электрода; r -радиус дискового электрода. $\varepsilon_0 = 8{,}85 \cdot 10^{-12} Ф/м$ – электрическая постоянная; d – расстояние между электродами.

Расчетная величина $tg\delta$ электроизоляционного материала определяется формулой:

$$tg\delta = \frac{1}{\omega\varepsilon C_0 R}, \qquad (5)$$

где R - электрическое сопротивление материала.

Вычисляемая величина $tg\delta$ электроизоляционного материала определяется формулой

$$tg\delta_2 = \frac{1}{\omega R(C_0\varepsilon + C_П)}. \quad (6)$$

После деления уравнения (5) на (6), получим

$$\frac{tg\delta}{tg\delta_2} = \frac{\omega R(C_0\varepsilon + C_П)}{\omega R C_0\varepsilon} = 1 + \frac{C_П}{C_0\varepsilon}. \quad (7)$$

Из уравнения (7) следует, что

$$tg\delta = tg\delta_2\left(1 + \frac{C_П}{C_0\varepsilon}\right). \quad (8)$$

После сложения уравнений (1) и (2) получим

$$C_1 + C_2 = 2C_П + C_0(\varepsilon + 1). \quad (9)$$

Из уравнения (9) следует, что

$$C_П = \frac{C_1 - C_2 - C_0(\varepsilon + 1)}{2}. \quad (10)$$

С учетом уравнения(10) запишем

$$tg\delta = tg\delta_2\left(1 + \frac{C_1 + C_2 - C_0\varepsilon - C_0}{2C_0\varepsilon}\right). \quad (11)$$

После преобразований уравнения(11)получим

$$tg\delta = tg\delta_2\left(\frac{C_0\varepsilon + C_1 + C_2 - C_0}{2C_0\varepsilon}\right) \quad (12)$$

Полученные формулы(4), (12) используются на частоте 1 МГц для определения диэлектрической проницаемости и тангенса угла диэлектрических потерь электроизоляционных материалов, применяемых в высоковольтных электрических и радиотехнических устройствах.

Литература

1. Патент № 9001 от 28.02. 2013г. Республика Беларусь /Зубко Д.В., В.И. Зубко //Устройство для контроля электрических свойств полимерных композиций.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ПРОКАТА ШСГП 2000 ПАО «ММК»

Платов С.И.[1], Дема Р.Р.[1], Латыпов О.Р.[1]

[1]*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Магнитогорск*
latolegraf@list.ru

Одним из наиболее востребованных видов металлопродукции является горячекатаная листовая сталь. Так общая доля горячекатаного проката, как готовой продукции, составляет более 40 % от общего производства на ПАО «ММК». В связи с возросшей конкуренцией в последнее время предъявляются все более жесткие требования в области качества проката. Эти требования связаны, прежде всего, получением новых эксплуатационных свойств, ресурсосбережением, оптимизацией производственных потерь и т.д. Поэтому возникает необходимость в своевременном обнаружении отклонений по механическим свойствам металла горячекатаного проката.

Рассматривается способ прогнозирования механических свойств горячекатаного проката ШСГП 2000 в ЛПЦ-10 ПАО «ММК» при помощи искусственных нейронных сетей. Механические свойства определяются с помощью регрессионной нейронной сети, обученной по данным химического состава плавки с учетом толщины готовой продукции, величин обжатий в клетях чистовой группы, температуры начала и конца прокатки и смотки. Использование данной нейронной сети позволит определять годность партий по механическим свойствам одновременно со смоткой полосы в рулон.

Литература

1. Каллан Р. Основные концепции нейронных сетей = The Essence of Neural Networks First Edition. — М.: Вильямс, 2001. — 288 с.
2. В.И.Ларюшкин и др. Теоретическое и экспериментальное исследование влияния температур конца прокатки и смотки горячекатаной полосы и интенсивности охлаждения на структуру, механические свойства и штампуемость сталей 08кп, 08пс и 08Ю. — Сталь, 1970, №11, с.1025.

THE STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF POLYMER ENCAPSULATED LIQUID CRYSTALIINE FILMS IN AN EXTERNAL DEFORMATION FIELD

Egamov M. Kh.

Mining Metallurgical Institute of Tajikistan, Chkalov town, Republic of Tajikistan
egamov62@mail.ru

The transmittance of a thin polymer dispersed liquid crystals (PDLC) film as a function of the degree of film extension, ε, determined as the ratio of local film length in the deformed and undeformed states for light polarized parallel (T_{II}) and perpendicular ($T_{\perp}$) to the stretch direction. In shown that there is a pronounced difference in the behavior of the T_{II} (ε) and $T_{\perp}$(ε) dependences for films with immersion and without immersion at $\varepsilon \geq 2$. Detailed study of freely stretched PDLC films showed the existence of numerous surface defects at the film surfaces for large ε. These defects cause intensive, predominantly forward, light scattering for both parallel and perpendicular polarizations, which strongly alters T_{II} (ε) and $T_{\perp}$(ε) dependences. On the contrary, fot the PDLC film with immersion coatings, a large extinction ratio, $T_{\perp}/T_{II}$, is observed for all values of $\varepsilon \geq 2$ because the effect of surface defects is eliminated. This fact allowed us, by increasing the initial film thickness and droplet volume fraction up to 35 mkm and 0-2 respectively, to produce a PDLC polarizer having a value of the extinction ratio more than 10^3 and a transmittance of the perpendicular polarized component higher than 60% at a light wavelength of 633 nm.

The following assumptions are used:

1. The shapes of liquid crystal (LC) droplets in under formed PDLC film are generally ellipsoidal with axes $a_0 \geq b_0 \geq c_0$. The axes a_0 and b_0 lie in the plane of film and have random orientation.
2. All droplets are identical in initial shape (aspect ratios $l_0 = a_0/b_0$ and $l_1 = a_0/c_0$ are independent of droplet size).
3. All droplets have ideally smooth surfaces without any inclusions; polymer surface alignment effects are also neglected. In view of the assumptions made, the axes of the bipolar director configurations inside the droplets are presumed to be oriented along the major axes of the ellipsoids, because the nematic elastic energy is minimized in this position

To be able to interpret the macroscopic properties of PDLC films in terms of the processes occurring at the microscopic level, we have performed intensive microscopic studies of diluted PDLC films on stretching. These studies have revealed the following features.

In undeformed films, the droplet cavities are non-spherical so that shape in the film plane may be approximated by an ellipse with a small aspect ratio $l=1\text{-}2$, the major axes of the ellipse–like cavities being randomly distributed in the plane. The observed distortion of droplet shape seems to be a result of strain arising from the matrix polymerization process during solvent evaporation. This strain also makes the droplets oblate in the film plane, as observed from electron micrographs by other workers [1]. This, the droplet cavities in unstretched PDLC films seem capable of treatment as general ellipsoids, with their minor axes aligned perpendicular to the film plane, but a random distribution of the major axes of the ellipsoids within the plane. The nematic in the droplets adopts a bipolar configuration which usually occurs under tangential boundary conditions at the polymer walls of the droplet cavity [2]. This configuration is shown schematically in figure 1.

The axes of the bipolar configurations (the imaginary straight lines connecting two point defects in the nematic at the droplet surface) in most droplets are therewith aligned along the major axes of the ellipsoidal cavities, and thus, also lie in the film plane.

Stretching a PDLC film causes the droplet cavities within the film to form prolate ellipsoids aligned with their major axes along the stretch direction, and the bipolar axes inside the cavities are also aligned along this direction. Further stretching results in further elongation

of the droplet cavities and makes them thinner. The film dimensions therewith follow the equation

$$L_x \approx \varepsilon; \quad L_y \approx \varepsilon^{-A}; \quad L_z \approx \varepsilon^{-B}; \quad A+B=1 \qquad (1)$$

Here the coordinate system XYZ has X axis parallel to the stretch direction and the Z axis normal to the film surface. Equation (1) indicates that there was no volume change in the film on stretching. Separate experiments have shown that this involves an error of less than 1%. In the centre of the films, where all optical and microscopically measurements were carried out, A and B had be values A ≈ 0-4 and B ≈ 0-6.

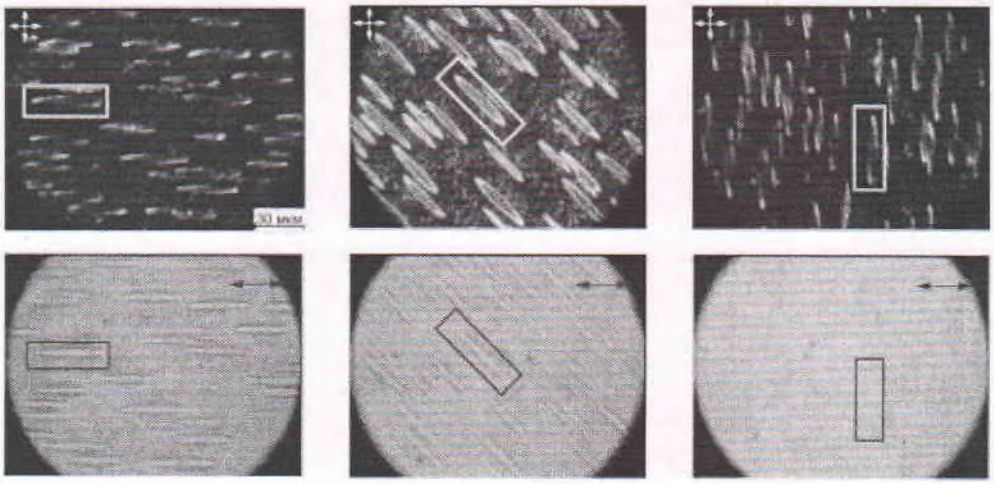


Figure 1. POM microphotographs of stretched PDLC films in base 5CB and PVA: above - in the geometry crossed polarizer's; below –switched analyzer

At the same time, the positions of the bipolar axes in a portion of the droplets do not coincide with the major axis of ellipsoidal cavities. The numbers of these anomalous droplets decreases as ε increases, and at sufficiently high values of ε, all droplets are aligned along the stretch direction. We believe that the reason for this observed phenomenon is probably connected with the presence of surface defects at the droplet walls, which tend to trap the poles of the bipolar nematic configuration. However, this phenomenon requires a detailed study.

The formation of surface defects was observed in PDLC films with increasing ε. These defects are the open cavities on both surfaces of the film and are a result of destruction of large droplets. The number of defects increases as ε grows, and for $\varepsilon > 4$, the film surfaces are densely covered with defects. Since the cavities are large and filled with air, predominantly forward diffraction occurs from them, resulting macroscopically in strong depolarization of light transmitted through the bulk of the PDLC film.

Studio of the stretched pure polyvinyl alcohol (PVA) matrix showed that the matrix itself was clear and defect less over the whole range $1 \leq \varepsilon \leq 4$, but demonstrated a pronounced birefringence, which increases with film stretching. The growth of matrix anisotropy is caused by ordering of the polymer crystallites in the film on stretching [3].

References

1. Drzaic P.S. Liquid crystal dispersions. Singapore: World Scientific, 1995, 430 p.
2. Egamov M. Kh., Gerasimov V.P., Krakhalev M.N., Prishchepa O.O., Zyryanov V.Ya., Loiko V.A. Polarizing properties of a stretched film of a polymer dispersed liquid crystal with surfactant dopant //J. Opt. Technol. 2014. V.81, №7, p. 414-417.
3. M. Kawachi, O. Kogure. Hysteresis behavior of texture in the field-induced nematic-cholesteric relaxation //Jpn. J. Appl. Phys. 1977, 16, 1673–1678.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абдуллина Д.Н. 15, 53
Абдуллина Д.Р. 54, 94
Абдуллина Д.У. 52, 231
Абросимова Г.Е. 37
Автократова Е.В. 18, 55, 56, 87, 102, 121, 223, 225
Аймуханов А.К. 58
Акбутин Г.Д. 263
Акимова М.А. 112
Акманова Г.Р. 81, 262, 268
Аксенов Д.А. 60, 236
Аксёнова К.В. 61, 63
Алаборт Э. 255
Александров И.В. 114, 211
Алексеев С.А. 41
Алетдинов А.Ф. 65, 95, 96, 255
Альмухаметов Р.Ф. 33
Анфимова И.Н. 269, 270
Аписаров А.П. 203
Аргинбаева Э.Г. 66
Астафурова Е.Г. 4
Афанасьев Д.А. 68
Афанасьева Ю.Д. 164
Афоничев Д.Д. 70
Ахметгалиев Б.М. 71
Ахунова А.Х. 73, 74, 88

Бабенко Д.Д. 105
Базылева О.А. 66
Баимова Ю.А. 75, 141, 150, 207, 215
Байтасов Т.М. 265
Бакина О.В. 237
Балапанов М.Х. 71
Барышников М.П. 124
Бахманн Ж. 91
Бачурин Д.В. 76, 258
Бачурина О.В. 259
Башкова Д.А. 77
Баязитов А.М. 266
Бедная Т.А. 217, 267
Белая Е.А. 25, 195
Беленков Е.А. 25, 79, 80
Беленков М.Е. 80
Берестов А.В. 216
Биккулова Л.В. 81, 268
Биккулова Н.Н. 81, 262, 268
Бикмухаметова А.А. 82, 134
Биткулов И.Х. 148
Богомолов Д.И. 196
Болтынюк Е.В. 37
Борисова П.А. 172
Брилевский А.И. 84
Бродова И.Г. 9, 190
Брякунов С.В. 86
Бублик В.Т. 196
Бурдастых Ю.Л. 87

Валеев И.Ш. 74, 88, 89
Валеева А.Х. 74, 88, 89
Валиахметов О.Р. 95, 96, 255
Валиев Р.З. 10, 116, 151
Валитов В.А. 31, 73, 82, 99, 108, 111, 134, 231, 261
Васильев А.А. 90
Васильев Е.В. 84
Васильева А.А. 91, 92

Ведерникова А.И. 155
Вей В. 211
Верезуб Н.А. 196
Викторов В.В. 195
Виноградов А.Ю. 5, 56, 155
Волков А.В. 185
Волков А.Ю. 12, 93
Волкова Е.Г. 12, 93
Волкова Н.П. 185
Воробьев Е.В. 217
Вшивков А.Н. 155
Высоцкая Е.А. 187

Гаевой Е.А. 171, 205, 230
Гайсин Р.А. 14, 181
Гайфуллин Р.Ю. 54, 94
Галашев А.Е. 201, 202
Галеев Р.М. 54, 94, 95, 96, 213, 216, 222, 255
Галиева Э.В. 66, 73, 82, 97, 108, 111, 134, 261
Ганеев А.А. 99, 181, 247
Ганеев А.В. 116
Ганиева В.Р. 100, 206, 234
Гарипова Р.Н. 102, 225
Гаркушин Г.В. 53
Гафнер Ю.Я. 77
Гильманова Э.Ф. 245
Гимальдинова М.А. 103
Гирсова М.А. 269, 270
Гладких Е.В. 256
Гладковский С.В. 213, 222
Глезер А.М. 3, 30, 172, 232
Глухов И.А. 110
Головина Г.Ф. 269
Гончаренко А.А. 144, 153
Грешняков В.А. 25, 79
Григорьев Ю.В. 119
Гришаков К.С. 198
Громов В.Е. 61, 63, 171, 187, 205, 230
Грушина В.В. 123
Гундеров Д.В. 28, 37, 245

Давлетшина Л. 112
Даниленко В.Н. 104, 129
Двойников Д.А. 213, 222
Дема Р.Р. 278
Дёмина Т.М. 173
Джанабекова Р.Х. 23
Дмитриев А.А. 41
Дмитриев А.С. 41, 105
Дмитриев Д.Д. 173
Дмитриев С.В. 52, 145, 204, 220, 221, 231, 259, 266
Добаткина Т.В. 107
Дроздов А.А. 66, 108, 160
Дубров В.Э. 139
Дьяконов Д.Л. 172

Евдокимов П.В. 138, 139
Елшина Л.А. 202
Еникеев Ф.У. 100, 146, 206, 234
Ерболатулы Д. 29
Ерёмин А.М. 271
Ерошенко А.Ю. 110
Ефимова Ю.Ю. 112

Жапарова М.С. 48
Жигалова М.Ю. 111

Жиляев А.П. 21, 104, 112, 209, 257
Жуков Н.Д. 249, 251
Жумабеков А.Ж. 23

Зайков Ю.П. 203
Зайнуллина Л.И. 114
Зарипова Р.Г. 65
Засыпкин С.В. 116
Захаров П.В. 271
Зельдович В.И. 15
Зигель В.В. 92
Зоря И.В. 11
Зубко В.И. 274, 276
Зубко Д.В. 274, 276
Зуев Д.М. 138
Зуев Л.Б. 194, 253

Ибрагимова И.И. 118, 240
Ибраев Н.Х. 23, 58, 68
Ивакин Ю.Д. 193
Иваничкина К.А. 201
Иванов Ю.Ф. 61, 63, 187
Ивановская Н.А. 119
Иванушкин М.В. 45
Изюмова А.Ю. 155
Ильвес В.Г. 173
Ильясов Р.Р. 18, 121, 223
Имаев В.М. 14, 99, 181, 183, 247
Имаев М.Ф. 38, 118, 122, 239, 240
Имаев Р.М. 14, 181, 247
Исаева И.Ю. 123
Исаков А.В. 203
Искандаров Н.А. 213
Ишембетов Р.Х. 71
Ишимов А.С. 124

Кабиров Р.Р. 126
Кабирова Д.Б. 38, 122
Казанцев С.О. 127, 237
Каменева А.Л. 46, 169
Каргин Н.И. 103
Каримов Д.Н. 119
Карманов В.В. 46
Катин К.П. 103, 128, 198
Квеглис Л.И. 29
Киеккужина Л.У. 104, 129
Кикучи М. 138
Кильмаметов А.Р. 37
Кириков С.В. 130
Кирпан В.В. 233
Классман Е.Ю. 82, 132, 133
Классман П.А. 132, 133, 134
Клевцов Г.В. 116
Климашин А.А. 136
Климашина Е.С. 138, 139
Клявлина А.И. 141
Коледов В.В. 54, 94
Колесников И.Е. 92
Комиссарова И.А. 63
Кондранова А.М. 127
Коноваленко С.П. 267
Коновалов С.В. 63
Кополева Е.А. 144, 153
Корзникова Г.Ф. 28, 65, 104, 213, 222, 242
Корзникова Е.А. 52, 145, 220, 231, 266
Котов А.Д. 226, 228
Коханенко Д.В. 11
Краснов М.Л. 45

Круглов А.А. 26, 100, 146, 158, 206, 234
Крымский С.В. 18, 87, 121
Кубенова М.М. 71
Кульков С.Н. 219
Курбангулов А.Р. 268
Куриленко Л.Н. 269,270
Курлов А.С. 86
Кутербеков К.А. 71
Кутлубаев И.С. 272
Кылышканов М.К. 48
Крылова К.А. 148, 150
Лабута Я. 138
Латынина Т.А. 151
Латыпов О.Р. 278
Латыпова А.Р. 153
Латыпова О.Э. 55, 56, 102, 223
Лебедев М.Д. 144,153
Лебединская А.Р. 154
Ледер М.О. 185
Либман М.А. 30
Линдеров М.Л. 56, 116, 155
Литманович А.А. 123
Лобзенко И.П. 266
Логунов А.В. 181, 247
Ложкомоев А.С. 157
Лукманов М.Р. 129
Лукьянов А.В. 37
Лукьянова Е.А. 107
Лутфуллин Р.Я. 26, 82, 97, 206
Лутфуллин Т.Р. 158
Люшинский А.В. 27

Майер Г.Г. 4
Майрамбекова А.М. 110
Макаров С.В. 8
Малашенко В.В. 159
Малышева С.П. 95, 214, 216
Манегин С.Ю. 160
Маньшина А.А. 91, 92
Маркидонов А.В. 162
Маркушев М.В. 18, 55 ,56, 87, 102, 121, 223, 225
Мартьянов О.Н. 188
Марфин Ю.С. 144
Маслов М.М. 103, 128, 198
Мезенева И.А. 256
Менушенков А.П. 232
Мерсон Д.Л. 5, 56, 84
Мигранов А.М 164, 165, 167
Мигранов М.Ш. 164, 165, 167
Минькова А.А. 169
Миронов С. Ю. 65
Михайлов В.В. 105
Михайлова И.А. 41, 105
Михайловская А.В. 226
Морилова В.М. 80
Морозова О.С. 123
Москвина В.А. 4
Московский С.В. 171
Мослех А.О. 226
Мулюков Р.Р. 28, 54, 94, 104, 148, 150, 239, 240, 260
Мурадимова Л.Ф. 172
Мурашкин М.Ю. 151
Мурзаев Р.Т. 258, 259
Мурзакаев А.М. 173
Мурзинова М.А. 95, 175, 255, 257
Муртазина А.К. 129
Мусабиров И.И. 54, 94

Мухамадеев В.Р. 164, 165, 167
Мухамадеев И.Р. 165, 167
Мухаметгалина А.А. 209, 257
Мухаметрахимов М.Х. 26, 177, 179, 216, 240
Мухтаров Ш.Х. 181, 183, 184, 247
Мухтарова К.Ш. 183
Мышляев М.М. 65

Нагимов М.И. 82, 184
Назаров А.А. 7, 35, 76, 209, 257, 258
Назаров К.С. 104, 236, 260
Назырова Г.Р. 112
Нартова Е.М. 185
Насырбаев А.Р. 191, 192
Невский С.А. 187
Некит В.А. 45
Непочатая И.А. 233
Нестеров Н.С. 188
Нигматуллина Г.Р. 81, 262
Никитина Е.Н. 61
Новикова О.С. 93
Нурисламов А.Х. 126

Огородников А.Е. 199
Орлова Т.С. 151
Освенский В.Б. 196
Остаева Г.Ю. 123

Павлинич С.П. 28
Павлов И.С. 90
Панькин Д.В. 92
Пархимович Н.Ю. 209
Перевезенцев В.Н. 49,199
Петрова А.Н. 9, 190
Пилип А.Г. 92
Платов С.И. 45, 278
Плехов О.А. 155
Плотников В.А. 8
Плуготаренко Н.К. 217
Поварова К.Б. 66, 108
Погорелова С.О. 191, 192
Пожаров С.В. 160
Полетаев Г.М. 11
Пономарев С.Г. 193
Попова Е.А. 194, 253
Портной В.К. 256
Посельская Ю.В. 195
Простомолотов А.И. 196
Прудковский В.С. 198
Пупынин А.С. 199
Путляев В.И. 138, 139

Рааб Г.И. 60, 211
Разоренов С.В. 53
Рахадилов Б.К. 48
Рахманова О.Р. 201, 202, 203
Рахматуллина Ж.Г. 204
Рогожкин С.В. 213
Романов Д.А. 171, 205, 230
Рохлин Л.Л. 107
Рубаник В.В. 209
Руденко О.А. 26, 206
Румянцев Е.В. 153
Рыбальченко В.В. 193
Рыбин В.В. 49
Рыжук Р.В. 103
Рысаева Л.Х. 141, 207
Рябов Д.С. 220, 221

Саблина Т.Ю. 219
Самигуллина А.А. 209, 257
Саркеева Е.А. 211
Сарычев В.Д. 187
Сафаров И.М. 54, 94 ,213, 222
Сафин Ф.Ф. 239
Сафин Э.В. 95, 214
Сафина Л.Р. 215
Сафиуллин А.Р. 50, 248, 254
Сафиуллин Р.В. 50, 216, 248, 254
Сафронова Т.В. 138
Свирепова М.С. 217
Свирина Ю.В. 49
Севостьянова И.Н. 219
Селиверстова Е.В. 23
Семёнов А.С. 220, 221
Семёнова М.Н. 220, 221
Сергеев С.Н. 28, 104, 213, 222
Сисанбаев А.В. 26
Ситдиков В.Д. 37, 114, 211
Ситдиков О.Ш. 18, 55, 56, 87, 102, 121, 223, 225
Ситкина М.Н. 226, 228
Сицко Г.Н. 274, 276
Скачков О.А. 160
Смирнов В.В. 28
Соковнин С.Ю. 173
Соснин К.В. 230
Старостенков М.Д. 11, 16, 162, 244, 271
Степиков М.А. 205
Стогней О.В. 233
Субхангулова А.М. 52, 231
Сундеев Р.В. 3, 232
Сысоева М.О. 271
Табачкова Н.Ю. 196
Тарытина И.Е. 107
Тимошенкова О.Р. 173
Тимшин И.А. 30
Тихонов А.А. 139
Толмачев А.И. 110
Томчук А.А. 30, 172
Трегубов И.М. 233
Трегубова Т.В. 233
Трифонов В.Г. 242
Тулупова О.П. 234
Тусупжанов А.Е. 29
Убыйвовк Е.В. 37
Уваркин П.В. 110
Урцев В.Н. 45
Усеинов А.С. 256
Утяшев Ф.З. 10, 99, 184
Фаизова С.Н. 60, 236
Фесенюк М.В. 116
Филиппов А.А. 188
Филиппов Я.Ю. 138
Филяков А.Д. 171, 205, 230
Фоменко А.Н. 237
Фролова Н.Ю. 15
Хазгалиев Р.Г. 118, 216, 239, 240
Хазгалиева А.А. 18, 164, 165, 167
Халикова Г.Р. 28, 104, 242
Хейфец А.Э. 15
Химич М.А. 110
Хисамов Р.Х. 104, 260
Холодкова А.А. 193
Хомская И.В. 15, 53

Царенко Ю.В. 209
Цибизова Т.Н. 28
Чаплыгин П.А. 244
Чаплыгина А.А. 244
Чембарисова Р.Г. 39
Черкашнева Н.Н. 169
Чернов В.М. 80
Чернышев А.А. 203
Чернышова О.В. 232, 284
Чечин Г.М. 220, 221
Чуракова А.А. 37, 245

Шагиев М.Р. 255
Шалимова А.В. 232
Шалыгин А.С. 188
Шарипов И.З. 261
Шарипов Т.И. 263, 272
Шаркеев Ю.П. 110
Шахов Р.В. 181, 183, 247
Шаяхметов Р.У. 260
Шепелев И.А. 145
Шехтман С.Р. 164
Ширшиков С.О. 172
Шишкин М.И. 249, 251
Шляхова Г.В. 194, 253
Шорохов Е.В. 15, 53

Щербаков И.М. 139
Щетинин И.В. 30, 172

Юсупова Ж.Б. 58
Юмагузин Ю.М. 260

Ягудин И.Т. 249, 251
Яковцева О.А. 228
Якшибаев Р.А. 71, 262
Яшин А.В. 16
Яшин О.В. 16

Bergfeldt T. 51
Biryukova O.D. 83
Chakin V. 13, 51
Egamov M. Kh. 279
Gaisin R. 51
Goraieb A. 51
Hoffmann J. 51
Jaentsch U. 51
Khisamov R.Kh. 243
Klimenkov M. 51
Konkova T.N. 142
Leiste H. 51
Mironov S.Yu. 142
Moeslang A. 51
Mulyukov R.R. 243
Nazarov K.S. 243
Pesin A.M. 83
Phuong H.S.M. 43
Pustovoitov D.O. 83
Rahimi S. 142
Rolli R. 13
Rubanik V.V. 20
Salem M.A. 208
Salischev G.A. 6
Sergeev S.N. 243
Shayakhmetov R.U. 243
Starostenkov M.D. 43
Stolyarov V.V. 20
Terence G. Langdon 6
Trung N.T.H. 43
Tsarenko Yu.V. 20
Utyashev F.Z. 6
Valiev R.Z. 6
Vladimirov P. 51
Yumaguzin Yu.M. 243

СОДЕРЖАНИЕ

		Стр.
1.	Глезер А.М., Сундеев Р.В. АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИКИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	3
2.	Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ АТОМОВ УГЛЕРОДА И АЗОТА ПРИ КРУЧЕНИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА	4
3.	Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. МЕХАНИЧЕСКИЕ И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БИОРЕЗОРБИРУЕМЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ В УЛЬРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ	5
4.	Valiev R.Z., Salischev G.A., Utyashev F.Z., Terence G. Langdon STUDIES ON THE SUPERPLASTICITY IN UFA: HISTORY AND RECENT DEVELOPMENT	6
5.	Назаров А.А. ПРИНЦИПЫ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	7
6.	Плотников В.А., Макаров С.В. БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ И АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРУЖЕНИИ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ	8
7.	Бродова И.Г., Петрова А.Н. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ Al СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	9
8.	Утяшев Ф.З., Валиев Р.З. ОСОБЕННОСТИ ОЦЕНКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В МЕТОДАХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	10
9.	Полетаев Г.М., Зоря И.В., Коханенко Д.В., Старостенков М.Д. ИССЛЕДОВАНИЕ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА В НИКЕЛЕ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni_3Al МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	11
10.	Волков А.Ю., Волкова Е.Г. СИНТЕЗ И СТРУКТУРА НАНОЧАСТИЦ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Al_2Au	12
11.	Chakin V., Rolli R. MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND THERMAL DESORPTION PROPERTIES OF TITANIUM BERYLLIDE AFTER NEUTRON IRRADIATION UP TO HIGH NEUTRON DOSES	13
12.	Имаев В.М., Гайсин Р.А., Имаев Р.М. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ IN SITU С ПОМОЩЬЮ ЛИТЬЯ И ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	14

		Стр.
13.	Хомская И.В., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Абдуллина Д.Н. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-Cr-Zr	15
14.	Старостенков М.Д., Яшин О.В., Яшин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА СВОЙСТВА НАНОВОЛОКОН С ГЦК СТРУКТУРОЙ	16
15.	Маркушев М.В., Автократова Е.В., Ильясов Р.Р., Крымский С.В., Хазгалиева А.А., Ситдиков О.Ш. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА Д16, ПОДВЕРГНУТОГО КРУЧЕНИЮ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	18
16.	Stolyarov V.V., Rubanik V.V., Tsarenko Yu.V. FEATURES OF DEFORMATION BEHAVIOR UNDER PULSE CURRENT AND ULTRASOUND IN MATERIALS WITH PHASE TRANSFORMATION	20
17.	Жиляев А.П. СТРУКТУРНАЯ И ФАЗОВАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	21
18.	Ибраев Н.Х., Селиверстова Е.В., Жумабеков А.Ж., Джанабекова Р.Х. НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ ГРАФЕНОВЫЕ ПЛЕНКИ ДЛЯ ФОТОВОЛЬТАИКИ	23
19.	Беленков Е.А., Грешняков В.А., Белая Е.А. СТРУКТУРНЫЕ РАЗНОВИДНОСТИ УГЛЕРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	25
20.	Лутфуллин Р.Я., Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х., Руденко О.А., Сисанбаев А.В. ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКОЙ И СВАРКОЙ ДАВЛЕНИЕМ	26
21.	Люшинский А.В. РОЛЬ ПРОМЕЖУТОЧНЫХ СЛОЕВ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	27
22.	Корзникова Г.Ф., Цибизова Т.Н., Сергеев С. Н., Смирнов В.В., Павлинич С.П., Гундеров Д.В., Халикова Г.Р., Мулюков Р.Р. МИКРОСТРУКТУРА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЕКАНИЕМ	28
23.	Тусупжанов А.Е., Ерболатулы Д., Квеглис Л.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ИСТИННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ Co-Ni-Nb СПЛАВА	29

		Стр.
24.	Глезер А.М., Либман М.А., Тимшин И.А., Щетинин И.В., Томчук А.А. ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СВЕРХСТРУКТУРЫ Fe_3Al	30
25.	Валитов В.А. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУР И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОФАЗНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	31
26.	Альмухаметов Р.Ф. СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО КОБАЛЬТА	33
27.	Назаров А.А. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА НАНОКРИСТАЛЛЫ С НЕРАВНОВЕСНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН: РОЛЬ РАЗМЕРА ЗЕРЕН	35
28.	Гундеров Д.В., Болтынюк Е.В., Убыйвовк Е.В., Лукьянов А.В., Ситдиков В.Д., Чуракова А.А., Абросимова Г.Е., Кильмаметов А.Р. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ РАЗЛИЧНЫХ СОСТАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИПД	37
29.	Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. ОРИЕНТАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ ЗЕРЕН, ЗАХВАЧЕННЫХ АНОМАЛЬНО КРУПНЫМИ ЗЕРНАМИ В КЕРАМИКЕ Y123	38
30.	Чембарисова Р.Г. ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ, СОДЕРЖАЩЕЙ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ВАКАНСИИ, ЛЕГИРУЮЩИЕ АТОМЫ И ДИСЛОКАЦИИ	39
31.	Алексеев С.А., Дмитриев А.А., Дмитриев А.С., Михайлова И.А. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ГИБРИДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ	41
32.	Starostenkov M.D., Trung N.T.H., Phuong H.S.M. THRESHOLD DISPLACEMENT ENERGY IN Ni, Al AND B2 NiAl	43
33.	Некит В.А., Платов С.И., Краснов М.Л., Урцев В.Н., Иванушкин М.В. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ НА ТОЛСТОЛИСТОВОМ СТАНЕ 5000	45
34.	Карманов В.В., Каменева А.Л. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЗОН СВАРНОГО ШВА СТП ПОД ВЛИЯНИЕМ ОСЕВОГО УСИЛИЯ НА ИНСТРУМЕНТ	46

		Стр.
35.	Рахадилов Б.К., Кылышканов М.К., Жапарова М.С. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АЛЮМИНИЯ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	48
36.	Свирина Ю.В., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. АНАЛИЗ УСЛОВИЙ И ОСОБЕННОСТЕЙ ПРОХОЖДЕНИЯ ЛОКАЛИЗОВАННОГО СДВИГА ЧЕРЕЗ СИЛОВОЙ БАРЬЕР, СОЗДАВАЕМЫЙ КЛИНОВОЙ ДИСКЛИНАЦИЕЙ	49
37.	Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р. ПОЛЫЕ ЯЧЕИСТЫЕ КОНСТРУКЦИИ ИЗ ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ	50
38.	Gaisin R., Chakin V., Vladimirov P., Hoffmann J., Klimenkov M., Jaentsch U., Leiste H., Bergfeldt T., Goraieb A., Moeslang A. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЭКСТРУДИРОВАННЫХ ПРУТКОВ Be-Ti ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ГАЗОСТАТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	51
39.	Абдуллина Д.У., Субхангулова А.М., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. УСТОЙЧИВОСТЬ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕЛИНЕЙНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ МОД ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКИ МОРЗЕ	52
40.	Хомская И.В., Разоренов С.В., Абдуллина Д.Н., Гаркушин Г.В., Шорохов Е.В. ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ.	53
41.	Абдуллина Д.Р., Мусабиров И.И., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Гайфуллин Р.Ю., Коледов В.В., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ КОВКИ И ЭКСТРУЗИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga НА МИКРОСТРУКТУ И МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ	54
42.	Автократова Е.В., Латыпова О.Э., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА 1570С С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ	55
43.	Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Латыпова О.Э., Маркушев М.В., Линдеров М.Л., Виноградов А.Ю., Мерсон Д.Л. К ВОПРОСУ ОБ ЭФФЕКТЕ ВЫДЕЛЕНИЙ НА СТАТИЧЕСКУЮ И УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО КОВАНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С	56
44.	Аймуханов А.К., Ибраев Н.Х., Юсупова Ж.Б. НАНОКОМПОЗИТНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ НАНОПОРИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ С ДОБАВКАМИ НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА И ЗОЛОТА	58
45.	Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И. НЕМОНОТОННЫЙ ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Zr В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ИПД	60

		Стр.
46.	Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ	61
47.	Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Аксёнова К.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ТИТАНА ВТ1-0, ПОДВЕРГНУТОГО МНОГОЦИКЛОВЫМ УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯМ	63
48.	Алетдинов А.Ф., Миронов С. Ю., Корзникова Г. Ф., Зарипова Р. Г., Мышляев М.М. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ В КРИОГЕННЫХ УСЛОВИЯХ	65
49.	Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Поварова К.Б., Дроздов А.А., Галиева Э.В. ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ НИКЕЛЕВЫЕ СПЛАВЫ КАК МАТЕРИАЛ ДЛЯ БЛИСКА ГТД	66
50.	Афанасьев Д.А., Ибраев Н.Х. ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОЧАСТИЦ Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ АБЛЯЦИИ	68
51.	Афоничев Д.Д. ОБРАЗОВАНИЕ ТРИТИЯ НА ДИСЛОКАЦИЯХ	70
52.	Ахметгалиев Б.М., Балапанов М.Х., Ишембетов Р.Х., Кубенова М.М., Кутербеков К.А., Якшибаев Р.А. ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНАЯ СКАНИРУЮЩАЯ КАЛОРИМЕТРИЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ $K_{0.1}Cu_{1.9}S$, $K_{0.2}Cu_{1.8}S$	71
53.	Ахунова А.Х., Валитов В.А., Галиева Э.В. КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ОБРАЗЦАХ ИЗ РАЗНОИМЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ NI ПРИ ИХ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ	73
54.	Ахунова А.Х., Валеева А.Х., Валеев И.Ш. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ COCROFT&LATHAM	74
55.	Баимова Ю.А. УНИКАЛЬНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ СТРУКТУР: АУКСЕТИЧНОСТЬ И ПОВЫШЕННАЯ ТВЕРДОСТЬ	75
56.	Бачурин Д.В., Назаров А.А. ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПАЛЛАДИЯ	76
57.	Башкова Д. А., Гафнер Ю. Я. АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ Ag В КАЧЕСТВЕ НОСИТЕЛЯ ИНФОРМАЦИИ В УСТРОЙСТВАХ ДОЛГОВРЕМЕННОЙ ПАМЯТИ	77

		Стр.
58.	Грешняков В.А., Беленков Е.А. АЛМАЗОПОДОБНАЯ ФАЗА, СФОРМИРОВАННАЯ ИЗ УГЛЕРОДНЫХ КЛАСТЕРОВ С24	79
59.	Беленков М.Е., Чернов В.М., Беленков Е.А., Морилова В.М. СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА 5-7 ГРАФЕНА	80
60.	Биккулова Н.Н., Акманова Г.Р., Биккулова Л.В., Нигматуллина Г.Р. ЗОННАЯ СТРУКТУРА И ДИНАМИКА РЕШЕТКИ СЕЛЕНИДА МЕДИ И ТЕЛЛУРИДА СЕРЕБРА	81
61.	Бикмухаметова А.А., Галиева Э.В., Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я., Классман Е.Ю., Нагимов М.И. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭК61 И ЭП975	82
62.	Pesin A.M., Pustovoitov D.O., Biryukova O.D. THE EFFECT OF SPEED ASYMMETRY ON THE STRAIN STATE IN ALUMINIUM BIMETALS DURING ACCUMULATIVE ROLLING	83
63.	Брилевский А.И., Васильев Е.В., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ С LPSO СТРУКТУРОЙ	84
64.	Брякунов С.В., Курлов А.С. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОГО СПЛАВА WC - 6 ВЕС.% Co, ПОЛУЧЕННОГО ИЗ НАНОПОРОШКОВ	86
65.	Бурдастых Ю.Л., Автократова Е.В., Крымский С.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СТАРЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ СКАНДИЕМ И ЦИРКОНИЕМ	87
66.	Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Ахунова А.Х. РАЗРУШЕНИЕ И ИЗНОС БАББИТА Б83 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	88
67.	Валеев И.Ш., Валеева А.Х. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КРИОГЕННОКАТАНОМ НИКЕЛЕ	89
68.	Васильев А.А., Павлов И.С. СТРУКТУРНОЕ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕШЕТОК КОССЕРА, СОСТАВЛЕННЫХ ИЗ ЧАСТИЦ КОНЕЧНОГО РАЗМЕРА И СЛОЖНЫМИ СВЯЗЯМИ	90
69.	Васильева А.А., Маньшина А.А., Бахманн Ж. ПОЛУЧЕНИЕ И ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ ПАНИ/МЕ@С	91

		Стр.
70.	Васильева А.А., Панькин Д.В., Колесников И.Е., Маньшина А.А., Пилип А.Г., Зигель В.В. ГКР-АКТИВНЫЕ ПОДЛОЖКИ РАЗЛИЧНОЙ ТОПОЛОГИИ ДЛЯ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ОЛОВООРГАНИЧЕСКИХ ВЕЩЕСТВ	92
71.	Волкова Е.Г., Новикова О.С., Волков А.Ю. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-Pd, СОДЕРЖАЩИХ МЕНЕЕ 8 АТ.% ПАЛЛАДИЯ	93
72.	Гайфуллин Р.Ю., Мусабиров И.И., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Абдуллина Д.Р., Коледов В.В., Мулюков Р.Р. АНИЗОТРОПИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА ПОДВЕРГНУТОГО ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ЭКСТРУЗИИ	94
73.	Галеев Р.М., Мурзинова М.А., Валиахметов О.Р., Алетдинов А.Ф., Малышева С.П., Сафин Э.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ6 С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ	95
74.	Галеев Р.М., Валиахметов О.Р., Алетдинов А.Ф. ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ВВ751П И ВЖ175-ИД	96
75.	Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я. ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ЛИТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ NI3AL И ДЕФОРМИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СВЕРПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	97
76.	Ганеев А.А., Валитов В.А., Утяшев Ф.З., Имаев В.М. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ И СТРУКТУРУ ГРАНУЛЬНОГО СПЛАВА ЭП741НП	99
77.	Ганиева В.Р., Еникеев Ф.У., Круглов А.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МНОГОКУПОЛЬНОЙ ФОРМОВКИ	100
78.	Гарипова Р.Н., Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Латыпова О.Э., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В Al-Mg-x СПЛАВЕ	102
79.	Гимальдинова М.А., Маслов М.М., Катин К.П., Рыжук Р.В., Каргин Н.И. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ КОВАЛЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ МОЛЕКУЛ CL-20	103
80.	Даниленко В.Н., Корзникова Г.Ф., Жиляев А.П., Сергеев С.Н., Халикова Г.Р., Хисамов Р.Х., Назаров К.С., Киеккужина Л.У., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al-Cu ПОЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ	104

		Стр.
81.	Бабенко Д.Д., Дмитриев А.С., Михайлов В.В., Михайлова И.А. ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА ЛЕЙДЕНФРОСТА НА ПОВЕРХНОСТИ ГРАФЕНОВЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ЗАДАЧАМ ТЕПЛОВОЙ И АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ	105
82.	Рохлин Л.Л., Лукьянова Е.А., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е. ВЛИЯНИЕ ДОПОЛНИТЕЛЬНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ РАЗНЫХ ПОДГРУПП НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ИМВ7-1	107
83.	Дроздов А.А., Галиева Э.В., Валитов В.А., Поварова К.Б. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ СВАРИВАЕМЫХ ОБРАЗЦОВ НА СТРОЕНИЕ ЗОНЫ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ НА ОСНОВЕ Ni_3Al В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ	108
84.	Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Глухов И.А., Уваркин П.В., Майрамбекова А.М., Химич М.А., Толмачев А.И. МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ БИОИНЕРТНОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ti-45 мас.% Nb	110
85.	Жигалова М.Ю., Галиева Э.В., Валитов В.А. ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИЕНИЯ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП975 И ЭК79 С УМЗ СТРУКТУРОЙ	111
86.	Акимова М.А., Назырова Г.Р., Ефимова Ю.Ю., Давлетшина Л., Жиляев А.П. МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ДИСКОВ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ, СВАРЕННЫХ МЕТОДОМ КГД ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	112
87.	Зайнуллина Л.И., Ситдиков В.Д., Александров И.В. ВЛИЯНИЕ ИПД НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Cu-10% Zn	114
88.	Засыпкин С.В., Линдеров М.Л., Фесенюк М.В., Ганеев А.В., Валиев Р.З., Клевцов Г.В. КИНЕТИКА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ 09Г2СС УМЗ СТРУКТУРОЙ	116
89.	Хазгалиев Р.Г., Ибрагимова И.И., Имаев М.Ф. ВЛИЯНИЕ УСИЛИЯ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ УМЗ ПРОСЛОЙКУ СПЛАВА Ni-2%Cr	118
90.	Ивановская Н.А., Каримов Д.Н., Григорьев Ю.В. МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ФТОРИДОВ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ (Sm и Yb) В НИЗШИХ СТЕПЕНЯХ ОКИСЛЕНИЯ	119

		Стр.
91.	Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Крымский С.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ГЕТЕРОГЕНИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ КРИОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	121
92.	Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. РАЗОРИЕНТИРОВКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В КЕРАМИКЕ Y123, ПОДВЕРГНУТОЙ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	122
93.	Исаева И.Ю., Остаева Г.Ю., Грушина В.В., Литманович А.А., Морозова О.С. МЕДЬСОДЕРЖАЩИЕ НАНОКОМПОЗИТЫ В КАТАЛИТИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ	123
94.	Ишимов А.С., Барышников М.П. КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ГОЛОВКИ ПУТЕВОГО ШУРУПА VOSSLOH SS35	124
95.	Кабиров Р.Р., Нурисламов А.Х. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЭП 836 ВД	126
96.	Казанцев С.О., Кондранова А.М. СИНТЕЗ И СВОЙСТВА ПОРИСТЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ ОКСИДОВ ЖЕЛЕЗА	127
97.	Катин К.П., Маслов М.М. ФОРМИРОВАНИЕ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ГРАФАНЕ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	128
98.	Муртазина А.К., Лукманов М.Р., Киеккужина Л.У., Даниленко В.Н. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ТВЕРДОФАЗНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ Al-Cu	129
99.	Кириков С.В. ВЛИЯНИЕ ПЕРВИЧНЫХ МЕЗОДЕФЕКТОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ ОБОРВАННЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ГРАНИЦ В СЛУЧАЕ ФАСЕТИРОВАННОЙ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА	130
100.	Классман Е.Ю., Классман П.А. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ТОНКИХ ЛИСТОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22	132
101.	Классман Е.Ю., Классман П.А. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ТОНКИХ ЛИСТОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22	133
102.	Классман П.А., Бикмухаметова А.А., Валитов В.А., Галиева Э.В. ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61	134

		Стр.
103.	Климашин А.А. ВЛИЯНИЕ ДИОКСИДА ТЕЛЛУРА НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ КОРРОЗИЮ МЕДИ	136
104.	Зуев Д.М., Климашина Е.С., Кикучи М., Лабута Я., Путляев В.И., Евдокимов П.В., Филиппов Я.Ю., Сафронова Т.В. БИОРЕЗОРБИРУЕМЫЕ ФОСФАТЫ КАЛЬЦИЯ С КОНДЕНСИРОВАННЫМ ФОСФАТНЫМ АНИОНОМ ДЛЯ НАПОЛНЕНИЯ ПОЛИМЕРОВ	138
105.	Климашина Е.С., Тихонов А.А., Евдокимов П.В., Путляев В.И., Щербаков И.М., Дубров В.Э. ГИБРИДНЫЙ ОСТЕОКОНДУКТИВНЫЙ КОМПОЗИТ ГИДРОГЕЛЬ/ФОСФАТ КАЛЬЦИЯ СО СПЕЦИАЛЬНОЙ МОРФОЛОГИЧЕСКОЙ АРХИТЕКТУРОЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫЙ МЕТОДОМ СТЕРЕОЛИТОГРАФИЧЕСКОЙ 3D-ПЕЧАТИ	139
106.	Клявлина А.И., Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А. ВЛИЯНИЕ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ НА ЯЧЕИСТЫЕ УГЛЕРОДНЫЕ СТРУКТУРЫ	141
107.	Konkova T.N., Mironov S.Yu., Rahimi S. EVOLUTION OF MICROSTRUCTURE AND RESIDUAL STRESSES IN A CP-TI BIOIMPLANT PRODUCED BY INCREMENTAL SHEET FORMING	142
108.	Кополева Е.А., Лебедев М.Д., Гончаренко А.А., Марфин Ю.С. ПОЛУЧЕНИЕ МАГНИТНЫХ CORE-SHELL ЧАСТИЦ НИКЕЛЬ-КРЕМНЕЗЕМ ДЛЯ ДАЛЬНЕЙШЕГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ НОСИТЕЛЯ ДЛЯ КАТАЛИЗАТОРОВ	144
109.	Корзникова Е.А. , Шепелев И.А., Дмитриев С.В. РОЛЬ КРАУДИОНОВ В МАССОПЕРЕНОСЕ В НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ	145
110.	Круглов А.А., Еникеев Ф.У. АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ	146
111.	Крылова К.А., Биткулов И.Х., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНЫЙ КОЭФФИЦИЕНТ ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ ИНВАРНОГО СПЛАВА FE-36%NI	148
112.	Крылова К.А., Баимова Ю.А., Мулюков Р.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБМЕНА МЕЖДУ СОМОПРОИЗВОЛЬНО ВОЗНИКШИМИ ДИСКРЕТНЫМИ БРИЗЕРАМИ В ГРАФАНЕ	150
113.	Латынина Т.А., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-0.4Zr	151

		Стр.
114.	Лебедев М.Д., Гончаренко А.А., Румянцев Е.В., Латыпова А.Р., Кополева Е.А. СИНТЕЗ И ПРИМЕНЕНИЕ ГИБРИДНЫХ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ КРЕМНЕЗЕМА В ГЕТЕРОГЕННОМ КАТАЛИЗЕ	153
115.	Лебединская А.Р. МОДЕЛИ НАНОСТРУКТУРНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В КОМПЛЕКСНЫХ СВИНЕЦ-СОДЕРЖАЩИХ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКАХ – РЕЛАКСОРАХ	154
116.	Линдеров М.Л., Изюмова А.Ю., Вшивков А.Н., Ведерникова А.И., Плехов О.А., Виноградов А.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИКИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ОТ4-0	155
117.	Ложкомоев А.С. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПОРИСТЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА БИОХИМИЧЕСКИЕ ПОКАЗАТЕЛИ КРОВИ	157
118.	Лутфуллин Т.Р., Круглов А.А. ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОФИЛЯ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ПОЛУСФЕРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ	158
119.	Малашенко В.В. ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ	159
120.	Манегин С.Ю., Скачков О.А., Дроздов А.А., Пожаров С.В. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАТОНКИХ ЧЕШУЙЧАТЫХ ПОРОШКОВ ЗАДАННОЙ МОРФОЛОГИИ МЕТОДОМ АТТРИТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ НАПОЛНИТЕЛЯ В РАДИОПОГЛОЩАЮЩИХ МАТЕРИАЛАХ	160
121.	Маркидонов А.В., Старостенков М.Д. АКТИВАЦИЯ РОСТА ЗЕРЕН ГЦК-КРИСТАЛЛА, СОДЕРЖАЩЕГО ГРАНИЦУ КРУЧЕНИЯ, УДАРНЫМИ ПОСЛЕКАСКАДНЫМИ ВОЛНАМИ	162
122.	Мигранов М.Ш., Шехтман С. Р., Мухамадеев В.Р., Афанасьева Ю.Д., Мигранов А.М., Хазгалиева А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti – TiN	164
123.	Мигранов М.Ш., Мухамадеев В.Р., Мигранов А.М., Мухамадеев И.Р., Хазгалиева А.А. УЛЬТРОМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ПОКРЫТИЯ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА	165
124.	Мигранов М.Ш., Мухамадеев В.Р., Мигранов А.М., Мухамадеев И.Р., Хазгалиева А.А. МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО ТРЕХКОМПОНЕНТНОГО ПОКРЫТИЯ TIALN	167

		Стр.
125.	Каменева А.Л., Минькова А.А., Черкашнева Н.Н., Карманов В.В. ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ОРИЕНТИРОВАННЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ, СТЕПЕНЬ ТЕКСТУРИРОВАННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЛС	169
126.	Московский С.В., Романов Д.А., Громов В.Е., Филяков А.Д., Гаевой Е.А. СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОНОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ SnO2-Ag	171
127.	Мурадимова Л.Ф., Глезер А.М., Ширшиков С.О., Томчук А.А., Борисова П.А., Щетинин И.В., Дьяконов Д.Л. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ УПРОЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ FeCo-V ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	172
128.	Дёмина Т.М., Дмитриев Д.Д., Ильвес В.Г., Мурзакаев А.М., Соковнин С.Ю., Тимошенкова О.Р. МОРФОЛОГИЯ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОЧАСТИЦ ФТОРИДА БАРИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОГО ИСПАРЕНИЯ	173
129.	Мурзинова М.А. ВЛИЯНИЕ β-СТАБИЛИЗАТОРОВ ЗАМЕЩЕНИЯ НА ЭНЕРГИЮ МЕЖФАЗНЫХ β/α ГРАНИЦ В СПЛАВАХ ТИТАНА	175
130.	Мухаметрахимов М.Х. МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАЗМЕРОВ ДЕФЕКТОВ И ОЦЕНКА КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	177
131.	Мухаметрахимов М.Х. ВЛИЯНИЕ ПРОФЕЛЯ ПОВЕРХНОСТИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СВАРНЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	179
132.	Мухаметрахимов М.Х. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	180
133.	Мухтаров Ш.Х., Гайсин Р.А., Шахов Р.В. Ганеев А.А., Имаев В.М., Логунов А.В., Имаев Р.М. МИКРОСТРУКТУРА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО РЕНИЙ СОДЕРЖАЩЕГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	181
134.	Мухтарова К.Ш., Шахов Р.В., Мухтаров Ш.Х., Имаев В.М. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА INCONEL 718, ИЗГОТОВЛЕННОГО СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ПЛАВЛЕНИЕМ	183

		Стр.
135.	Нагимов М.И., Мухтаров Ш.Х., Утяшев Ф.З. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ 11Х11Н2В2МФ-Ш	184
136.	Нартова Е.М., Волкова Н.П., Волков А.В., Ледер М.О. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НА СВОЙСТВА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	185
137.	Сарычев В.Д., Невский С.А., Высоцкая Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В СИЛУМИНЕ ПРИ ОБРАБОТКЕ ЭЛЕТРОННЫМ ПУЧКОМ	187
138.	Нестеров Н.С., Шалыгин А.С., Филиппов А.А., Мартьянов О.Н. СИНТЕЗ ЗАКРЕПЛЕННЫХ НАНОЧАСТИЦ AU МЕТОДОМ ОСАЖДЕНИЯ В СРЕДЕ СВЕРХКРИТИЧЕСКОГО CO_2	188
139.	Петрова А.Н., Бродова И.Г. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКАЛИНА, ПОЛУЧЕННОГО СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	190
140.	Погорелова С.О., Насырбаев А.Р. ИСКРОВОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ПОРОШКА СИСТЕМЫ Ti-B	191
141.	Погорелова С.О., Насырбаев А.Р. ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ПЛАЗМОДИНАМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА В СИСТЕМЕ Ti-B	192
142.	Пономарев С.Г., Холодкова А.А., Ивакин Ю.Д., Рыбальченко В.В. УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЙ ПОРОШОК ТИТАНАТА БАРИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ БЕССВИНЦОВЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПЬЕЗОМАТЕРИАЛОВ	193
143.	Шляхова Г.В., Зуев Л.Б., Попова Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	194
144.	Посельская Ю.В., Викторов В.В., Белая Е.А. ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ ОКСИГИДРАТОВ АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ ГИДРОЛИЗА ИПА	195
145.	Простомолотов А.И., Верезуб Н.А., Бублик В.Т., Богомолов Д.И., Табачкова Н.Ю., Освенский В.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕРМОЭЛЕКТРИКОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	196

		Стр.
146.	Прудковский В.С., Гришаков К.С., Катин К.П., Маслов М.М. ИЗОМЕРИЗАЦИЯ ГРАФАНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ МЕХАНИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ: КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	198
147.	Пупынин А.С., Перевезенцев В.Н., Огородников А.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСТВОРЕНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПОР ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ЕГО ВЛИЯНИЯ НА ДИФФУЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	199
148.	Галашев А.Е., Рахманова О.Р., Иваничкина К.А. КОМПЬЮТЕРНОЕ ИСПЫТАНИЕ ГРАФЕН-СИЛИЦЕНОВЫХ ПЛЕНОК НА ПРИГОДНОСТЬ ДЛЯ АНОДНОГО МАТЕРИАЛА ЛИТИЙ-ИОННОЙ БАТАРЕИ	201
149.	Галашев А.Е., Рахманова О.Р., Елшина Л.А. КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ ГРАФЕНОВЫХ ФРАГМЕНТОВ В АЛЮМИНИЕВОЙ МАТРИЦЕ	202
150.	Исаков А.В., Аписаров А.П., Зайков Ю.П., Чернышев А.А., Рахманова О.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ ИРИДИЯ ИЗ РАСПЛАВОВ $CsCl$-KCl-$NaCl$-$IrCl_3$ ПРИ ВВЕДЕНИИ ИОДИД ИОНОВ	203
151.	Рахматуллина Ж.Г., Дмитриев С.В. ДИНАМИКА НЕСИММЕТРИЧНЫХ КИНКОВ В НЕЛИНЕЙНЫХ ЦЕПОЧКАХ СВОБОДНЫХ ОТ ПОТЕНЦИАЛА ПАЙЕРЛСА-НАБАРРО	204
152.	Романов Д.А., Громов В.Е., Филяков А.Д., Гаевой Е.А., Степиков М.А. СВОЙСТВА И СТРУКТУРА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ Х12МФ И 5ХНМ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	205
153.	Ганиева В.Р., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Руденко О.А., Еникеев Ф.У. МОДЕЛИРОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ГОФРИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИЙ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ	206
154.	Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А. АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ НАНОМАТРИАЛОВ	207
155.	Salem M.A. СТРУКТУРА И УСТОЙЧИВОСТЬ ЗАМЕЩЕННЫХ ПРОИЗВОДНЫХ УГЛЕВОДОРОДНЫХ ПРИЗМАНОВ	208
156.	Самигуллина А.А., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А., Пархимович Н.Ю., Жиляев А.П., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ	209

		Стр.
157.	Саркеева Е.А., Ситдиков В.Д., Рааб Г.И., Вей В., Александров И.В. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ CR И ZR НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ CU-CR	211
158.	Сафаров И.М., Галеев Р.М., Корзникова Г.Ф., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Двойников Д.А., Рогожкин С.В., Искандаров Н.А. АНАЛИЗ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТАЛИ 05Г2МФБТ С ПОВЫШЕННЫМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТОДОМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ	213
159.	Сафин Э.В., Малышева С.П. СИСТЕМАТИЗАЦИЯ И КЛАССИФИКАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И БИМОДАЛЬНЫХ МИКРОСТРУКТУР ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	214
160.	Сафина Л.Р., Баимова Ю.А. СКОМКАННЫЙ ГРАФЕН ДЛЯ ТРАНСПОРТИРОВКИ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ	215
161.	Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Галеев Р.М., Мухаметрахимов М.Х., Хазгалиев Р.Г., Берестов А.В. СРАВНЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6 И VST2K	216
162.	Свирепова М.С., Воробьев Е.В., Плуготаренко Н.К., Бедная Т.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЙ-УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	217
163.	Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С МНОГОУРОВНЕВОЙ ПОРОВОЙ СТРУКТУРОЙ	219
164.	Семёнова М.Н., Семёнов А.С., Рябов Д.С., Чечин Г.М., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. НЕКОТОРЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ОДНОМЕРНЫХ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕЛИНЕЙНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ МОД ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКИ С МОРЗЕВСКИМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ	220
165.	Семёнова М.Н., Семёнов А.С., Рябов Д.С., Чечин Г.М., Дмитриев С.В. ГЕНЕРАЦИЯ ВТОРОЙ ГАРМОНИКИ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ДЕЛОКАЛИЗОВАННЫХ НЕЛИНЕЙНЫХ КОЛЕБАТЕЛЬНЫХ МОДАХ ТРЕУГОЛЬНОЙ РЕШЕТКИ	221
166.	Сергеев С.Н., Галеев Р.М., Сафаров И.М., Корзникова Г.Ф., Гладковский С.В., Двойников Д.А. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С ВОЛОКНИСТОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ	222

		Стр.
167.	Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Ильясов Р.Р., Латыпова О.Э., Маркушев М.В. СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МАССИВНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА 1570С, ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ	223
168.	Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Гарипова Р.Н., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ abc КОВКИ С ПОНИЖЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ТЕРМОНЕУПРОЧНЯЕМОГО Al-Mg СПЛАВА С ДОБАВКАМИ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ	225
169.	Мослех А.О., Котов А.Д., Михайловская А.В., Ситкина М.Н., Портной В.К. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ14	226
170.	Ситкина М.Н., Яковцева О.А., Котов А.Д. МЕХАНИЗМЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ С РАЗНЫМ ТИПОМ СТРУКТУРЫ	228
171.	Соснин К.В., Романов Д.А., Громов В.Е., Филяков А.Д., Гаевой Е.А. ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ БИОИНЕРТНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti-Nb ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ	230
172.	Субхангулова А.М., Абдуллина Д.У., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В., Валитов В.А. ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ В БИНАРНЫХ И ТЕРНАРНЫХ СИСТЕМАХ В РАМКАХ ДВУМЕРНОЙ МОДЕЛИ КРИСТАЛЛА С КВАДРАТНОЙ РЕШЕТКОЙ	231
173.	Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В., Менушенков А.П., Чернышова О.В. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ КРУЧЕНИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	232
174.	Трегубова Т.В., Стогней О.В., Трегубов И.М., Кирпан В.В., Непочатая И.А. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ И СТРУКТУРУ БЕСКИСЛОРОДНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ CoFeZr-MgF_2	233
175.	Тулупова О.П., Ганиева В.Р., Круглов А.А., Еникеев Ф.У. ПОВЫШЕНИЕ ТОЧНОСТИ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ПОЛУСФЕР	234
176.	Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Назаров К.С. ВЛИЯНИЕ НАКОПЛЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ХРОМОЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЕ	236
177.	Фоменко А.Н., Бакина О.В., Казанцев С.О., Кондранова А.М. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВЕ ОКСИДА ЖЕЛЕЗА С АНТИМИКРОБНОЙ АКТИВНОСТЬЮ	237

		Стр.
178.	Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Сафин Ф.Ф., Мулюков Р.Р. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ КЛИНОПРЕССОВОЙ СВАРКЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ НИКЕЛЕВУЮ ПРОСЛОЙКУ	239
179.	Хазгалиев Р.Г., Ибрагимова И.И., Имаев М.Ф., Мухаметрахимов М.Х., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ВЫЛЕЖИВАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА С НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ ЧЕРЕЗ УМЗ ПРОСЛОЙКИ НИКЕЛЯ И СПЛАВА Ni-2%Cr	240
180.	Халикова Г.Р., Корзникова Г.Ф., Трифонов В.Г. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА	242
181.	Khisamov R.Kh., Nazarov K.S., Sergeev S.N., Shayakhmetov R.U., Yumaguzin Yu.M., Mulyukov R.R. ION SPUTTERING RATE OF NANOSTRUCTURED FCC, BCC, HCP METALS, OBTAINED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION	243
182.	Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д. СТРУКТУРНАЯ И СВЕРХСТРУКТУРНАЯ ПЕРЕСТРОЙКИ СПЛАВОВ NiAl, ИМЕЮЩИХ ОТКЛОНЕНИЯ ОТ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА, В ПРОЦЕССЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ИЗ ТВЕРДОГО РАСТВОРА	244
183.	Чуракова А.А., Гильманова Э.Ф., Гундеров Д.В. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО РЕЛЬЕФА СПЛАВА TINI В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИЯХ ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ	245
184.	Шахов Р.В., Ганеев А.А., Мухтаров Ш.Х., Имаев В.М., Логунов А.В., Имаев Р.М. ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	247
185.	Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПОЛУЧЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ	248
186.	Шишкин М.И., Ягудин И.Т., Жуков Н.Д. ОПТОЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОННЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ЧАСТИЦ В МУЛЬТИЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЕ	249
187.	Ягудин И.Т., Жуков Н.Д., Шишкин М.И. МЕТОДЫ И ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МУЛЬТИЗЕРЕННОГО СЛОЯ ИЗ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ НА ПЛОСКИХ ПОДЛОЖКАХ И В ПРИБОРНЫХ СТРУКТУРАХ	251

		Стр.
188.	Шляхова Г.В., Зуев Л.Б., Попова Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	253
189.	Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В. НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ПОЛЫХ ЯЧЕИСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ПОМОЩЬЮ ЦИФРОВОГО ГОЛОГРАФИЧЕСКОГО ИНТЕРФЕРОМЕТРА	254
190.	Шагиев М.Р., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Мурзинова М.А., Алетдинов А. Ф., Алаборт Э. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	255
191.	Гладких Е.В., Усеинов А.С., Мезенева И.А. ПРИМЕНЕНИЕ АЛМАЗНЫХ НАКОНЕЧНИКОВ С МАЛЫМ УГЛОМ ЗАОСТРЕНИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	256
192.	Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Мурзинова М.А., Назаров А.А., Жиляев А.П. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА ВТ6	257
193.	Мурзаев Р.Т., Назаров А.А., Бачурин Д.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕСТРОЕК ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	258
194.	Бачурина О.В., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В. ДВУМЕРНЫЙ ДИСКРЕТНЫЙ БРИЗЕР В НИКЕЛЕ	259
195.	Назаров К.С., Хисамов Р.Х., Шаяхметов Р.У., Юмагузин Ю.М., Мулюков Р.Р. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА НА ФОРМИРОВАНИЕ РЕЛЬЕФА ПРИ КАТОДНОМ РАСПЫЛЕНИИ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ	260
196.	Шарипов И.З., Галиева Э.В., Валитов В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	261
197.	Якшибаев Р.А., Биккулова Н.Н., Акманова Г.Р., Нигматуллина Г.Р. РАСЧЕТ ЗОННОЙ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕКТРОННОЙ ПЛОТНОСТИ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Ag_xCu_{2-x}X$ (X=S, Se, Te)	262
198.	Акбутин Г. Д., Шарипов Т. И. РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ПРИГОТОВЛЕНИЯ ОБРАЗЦОВ АСФАЛЬТО-СМОЛИСТЫХ ВЕЩЕСТВ ДЛЯ ДЕТАЛЬНОЙ ВИЗУАЛИЗАЦИИ ИХ ПОВЕРХНОСТНОЙ СТРУКТУРЫ	263

		Стр.
199.	Байтасов Т.М. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ	265
200.	Баязитов А.М., Лобзенко И.П., Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. СТОЛКНОВЕНИЕ N-КРАУДИОНОВ В ГЦК МЕТАЛЛАХ	266
201.	Бедная Т.А., Коноваленко С.П. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПО ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ ПАРАМЕТРАМ ИХ ФОРМИРОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НЕЙРОСЕТЕВОЙ МОДЕЛИ	267
202.	Биккулова Н.Н., Акманова Г.Р., Биккулова Л.В., Курбангулов А.Р. ФАЗОВЫЕ СООТНОШЕНИЯ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕЛЛУРИДА МЕДИ	268
203.	Гирсова М.А., Головина Г.Ф., Анфимова И.Н., Куриленко Л.Н. СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВИСМУТСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕСКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОРИСТЫХ СТЕКОЛ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ P_2O_5 И ФТОРИД-ИОНОВ МЕТОДОМ ИК СПЕКТРОСКОПИИ	269
204.	Гирсова М.А., Анфимова И.Н., Куриленко Л.Н. ТЕРМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ СПЕКТРАЛЬНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОПОРИСТЫХ СИЛИКАТНЫХ СТЕКОЛ, ЛЕГИРОВАННЫХ ГАЛОГЕНИДОМ СЕРЕБРА И ИОНАМИ Tb3+ ИЛИ Sm3+	270
205.	Захаров П.В., Старостенков М.Д., Ерёмин А.М., Сысоева М.О. МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗБУЖДЕНИЯ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ ВБЛИЗИ ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ СТЕХИОМЕТРИИ A3B ФЕМТОСЕКУНДНЫМ ЛАЗЕРОМ	271
206.	Кутлубаев И.С., Шарипов Т.И. ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КЛАСТЕРОВ РАЗНОГО РАЗМЕРА, ИММОБИЛИЗОВАННЫХ НА ПОВЕРХНОСТЯХ С РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНЬЮ ПРОВОДИМОСТИ	272
207.	Зубко В.И., Зубко Д. В., Сицко Г.Н. ПРИБОРЫ И МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ КОМПЛЕКСА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	274
208.	Зубко В.И., Зубко Д. В., Сицко Г.Н. МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ЭЛЕКТРОИЗОЛЯЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	276
209.	Платов С.И., Дема Р.Р., Латыпов О.Р. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРЯЧЕКАТАНОГО ПРОКАТА ШСГП 2000 ПАО «ММК»	278
210.	Egamov M. Kh. THE STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF POLYMER ENCAPSULATED LIQUID CRYSTALIINE FILMS IN AN EXTERNAL DEFORMATION FIELD	279
211.	Авторский указатель	281

Научное издание

Открытая школа-конференция стран СНГ

«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ

И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»

1-5 октября 2018 года
Уфа, Республика Башкортостан, Россия

СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ

Публикуется с представленных авторами оригиналов

Лицензия на издательскую деятельность
ЛР № 021319 от 05.01.99 г.

Подписано в печать 21.09.2018 г. Формат 60x84/8.
Усл. печ. л. 17,71. Уч.-изд. л. 18,48.
Изд. № 148. Заказ 377.

Редакционно-издательский центр
Башкирского государственного университета
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, д. 32.

Отпечатано на множительном участке
Башкирского государственного университета
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, д. 32.