

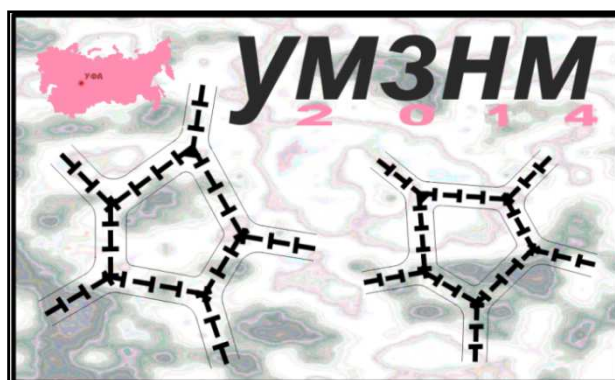
**Федеральное агентство научных организаций  
Министерство образования и науки РФ  
Технологическая платформа «Легкие и надежные конструкции»  
Российская академия наук  
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН  
Башкирский государственный университет  
При поддержке Российского фонда фундаментальных исследований  
(грант № 14-02-20340)**

**Открытая школа-конференция стран СНГ**

**«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ  
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»**

**Уфа, Республика Башкортостан, Россия**

**6-10 октября 2014 г.**



**СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ**

**Уфа  
РИЦ БашГУ  
2014**

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

**Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы:**

У51 Сборник тезисов докладов Открытой школы-конференции стран СНГ. 6-10 октября 2014 г., г. Уфа / отв. ред. д-р физ.-мат. наук А.А. Назаров. — Уфа: РИЦ БашГУ, 2014.—262 с.

ISBN 978-5-7477-3640-5

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.

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

**ULTRAFINE GRAINED AND NANOSTRUCTURED MATERIALS:**

Abstracts of the Open School-Conference of NIS countries (Ufa, 6-10 October, 2014). – Ufa, Bashkir State University, 2014. - 262 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 study 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 978-5-7477-3640-5

© БашГУ, 2014  
© ИПСМ РАН, 2014

# ПЛАСТИЧЕСКАЯ СТРУЯ – ХАРАКТЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ЛОКАЛИЗАЦИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРИКОНТАКТНОЙ ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ; ПРИРОДА ОБРАЗОВАНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ В ПРОЦЕССЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ

Рыбин В.В.<sup>1</sup>, Ушанова Э.А.<sup>1,2</sup>, Золоторевский Н.Ю.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург

<sup>2</sup>ФГУП ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей», Санкт-Петербург

rybin.spb@gmail.com

Работы последних лет [1, 2] показали, что при сварке взрывом пластическая деформация металла чрезвычайно неоднородна и, по мере приближения к поверхности контакта свариваемых пластин, резко локализуется в узкой, толщиной порядка 0,1 мм, приконтактной зоне (УКЗ), где её величина и скорость увеличиваются на порядок. Более того, оказалось, что пластическая деформация в приконтактной зоне представляет собой чрезвычайно сложный физический процесс, который развивается на трёх иерархически взаимосвязанных структурно-масштабных уровнях – микро, мезо и макро. При исследовании макроуровня пластической деформации оказалось, что даже в пределах УКЗ она крайне неоднородна и локализуется в протяженных областях, формируя там характерные элементы макроструктуры деформационного происхождения, которые мы назвали **пластическими струями**.

Пластические струи представляют собой регулярные, закономерно повторяющиеся и жёстко привязанные к особенностям рельефа поверхности контакта (ПК) элементы структур деформационного происхождения, которые можно наблюдать на макроуровне методами оптической микроскопии. В верхней (метаемой) пластине каждая пластическая струя зарождается в объёме деформируемого металла, расположенного непосредственно над вершиной волны рельефа ПК. Распространяясь вдоль ПК в направлении распространения волны детонации, пластическая струя развивается, усиливается и сужается. Пройдя впадину волны рельефа ПК, но не доходя до следующей её вершины, пластическая струя преобразуется в более или менее развитый вихрь, внутри которого обычно происходит локальное расплавление металла. На этом жизненный цикл данной пластической струи прекращается. Одновременно над следующей вершиной волны рельефа ПК зарождается новая пластическая волна, и её развитие повторяется в той же последовательности.

В данной работе методами оптической металлографии, EBSD, ТЕМ исследована эволюция структур деформационного происхождения на этапе зарождения, развития, завихрения пластических струй. Показано, что основные этапы эволюционного развития сильно разориентированных структур деформационного происхождения на стадии развитой ПД остаются неизменными вплоть до сверхвысоких скоростей пластической деформации  $\dot{\epsilon} \approx 10^6 \text{ s}^{-1}$ .

## Литература

1. В.В.Рыбин, Э.А. Ушанова, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак Природа пластического течения металлов в приконтактной зоне при сварке взрывом // Письма в журнал технической физики, 2011, Том 37, выпуск 23. С. 26 – 33.
2. В.В. Рыбин, Э.А. Ушанова, Н.Ю. Золоторевский Особенности строения разориентированных структур в бислойной пластине медь – медь, полученной сваркой взрывом // Журнал технической физики, 2013, Том 83, выпуск 9. С. 63 – 72.

## УДАРНО-ВОЛНОВЫЕ МЕТОДЫ СИНТЕЗА И КОНСОЛИДАЦИИ НАНОПОРОШКОВ

Алымов М.И., Гордополова Л.В.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка  
gord@ism.ac.ru*

За последнее время накоплен большой опыт в разработке методов синтеза нанопорошков. В случае необходимости получения нанопорошков какого-то соединения можно выбрать наиболее подходящий метод [1]. Ударно-волновой синтез позволяет получать нанопорошки (НП) в динамических условиях. С помощью ударно-волновой обработки смесей графита с металлами при давлении в ударной волне до нескольких десятков ГПа и длительности ее воздействия 10-20 мкс получают алмазные НП со средним размером частиц 4 нм. Более технологично получение алмазных порошков путем взрыва органических веществ с высоким содержанием углерода и низким содержанием кислорода. Этим способом получены различные морфологические формы углерода и НП оксидов Al, Mg, Ti, Zr, Zn [2 - 3].

Для получения консолидированных наноматериалов, в особенности керамических, эффективно прессование с последующим спеканием нанопорошков. При реализации этого способа необходимо избегать укрупнения зерен на стадии спекания спрессованных образцов. Это возможно при высокой плотности прессовок, когда процессы спекания протекают достаточно быстро, и при относительно низкой температуре. Создание плотных прессовок является серьезной проблемой, поскольку нанопорошки плохо прессуются и традиционные методы статического прессования не приводят к достаточно высокой плотности. Физической причиной плохой прессуемости нанопорошков являются межчастичные адгезионные силы, относительная величина которых резко возрастает с уменьшением размера частиц. Ударно-волновые методы прессования позволяют эффективно преодолевать силы адгезионного сцепления частиц за счет перемещения порошковой среды и достигать более высоких плотностей образцов, чем при статическом нагружении. Использование мягких волн сжатия с плавным нарастанием и спадом импульсного давления позволяет исключить микротрещины и достигнуть однородности плотности прессовки [4 - 6].

### Литература

1. *Алымов М.И.* Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. - М.: Наука, 2007. - 169 с.
2. *Белошапко А.Г., Букаемский А.А., Ставер А.М.* Физ. горения и взрыва. 1990. Т. 26, № 4. С. 93.
3. *Белошапко А.Г., Букаемский А.А., Кузьмин И.Г., Ставер А.М.* Физ. горения и взрыва. 1993. Т. 29, № 6. С. 111.
4. *Иванов В.В., Паранин С.Н., Вихрев А.Н., Ноздрин А.А.* Эффективность динамического метода уплотнения наноразмерных порошков // *Материаловедение*, 1997. № 5. С. 49-55.
5. *Ivanov V.V, Kotov Y.A., Samatov O.H., Bohme R., Karow U., Schumacher G.* Synthesis and dynamic compaction of ceramic nanopowders by techniques based on electric pulsed powder // *Nanostruct. Mater.*, 1995, v.6, № 1-4, p. 287-290.
6. *Иванов В.В., Вихрев А.Н., Ноздрин А.А.* Прессуемость наноразмерных порошков  $Al_2O_3$  при магнитно-импульсном нагружении // *ФХОМ*, 1997, № 3, с. 67-71.



# **CURRENT STATUS IN FRICTION STIR WELDING OF HIGH-SOFTENING TEMPERATURE MATERIALS**

**Sato Y.S.**

*Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02*

*Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan*

*ytksto@material.tohoku.ac.jp*

Currently, many organizations attempt to apply friction stir welding (FSW) to high-softening-temperature materials (HSTMs), such as steels and titanium alloys. It is well known that tool degradation of the welding tool is critical in FSW of HSTMs, but some durable tool materials with relatively high performance have recently been developed, resulting in wide ranges of experimental studies on FSW of various HSTMs and some practical applications.

In this presentation, fundamentals on FSW of HSTMs are first shown. Then, research results on FSW of steels and titanium alloys, accompanying some practical applications, are also briefly introduced.

# GRAIN STRUCTURE DEVELOPMENT DURING FRICTION STIR WELDING

Mironov S. Yu., Sato Y.S., Kokawa H.

Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02  
Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan  
smironov@material.tohoku.ac.jp

The triumph of friction stir welding (FSW) during the last decade resulted in its widespread usage for joining of various structural materials. In turn, the practical success of the FSW necessitates a more fundamental understanding of the underlying physical processes with the final aim being precise control of final weld properties. Thus, microstructural and textural studies are presently becoming one of the key issues in the FSW field. This work emphasizes several important points in this area.

To evaluate fundamentals of grain structure development during FSW, microstructural observations were performed in friction-stirred *single crystal* material. This approach significantly simplified microstructural and textural observations. Taking into account a complicated character of microstructure evolution during FSW, only a first stage of the process – tool plunging step - was considered in details in this work. To enable a better understanding of microstructure evolutions at low and high temperatures, the tool plunging process was studied separately for the pin plunging and shoulder contacting steps. At relatively low temperatures (pin plunging step), the grain structure development was shown to be governed by *continuous* recrystallization. This effect was attributed by very large strains inherent to FSW process. At high temperatures (shoulder contacting step), the microstructure evolution was found to be driven by *discontinuous* recrystallization. This effect was thought to be related with relatively high mobility of grain boundaries at high temperatures. Generally, continuous as well as discontinuous recrystallizations were concluded may both contribute to microstructure evolution during FSW but the contribution depends on process temperature and nature of welded material.

To provide insight into material flow during FSW, crystallographic texture was studied in friction-stir welds obtained in materials with different crystal structure (FCC, BCC and HCP) and different stacking fault energy (SFE). Typically, a formation of simple shear texture was established. In FCC metals, the decrease of SFE was found to lead to transformation of  $B/\bar{B}\{112\}\langle 110\rangle$  to  $A/\bar{A}\{111\}\langle 110\rangle$  type texture and was accompanied by reduction texture intensity. These observations are believed to be related with suppression of cross slip and activation of annealing twinning. In BCC metals, a preferential development of  $D_2\{11\bar{2}\}\langle 111\rangle$  texture was found. This effect is thought to be related with predominance of  $\{112\}$  slip during FSW of BCC materials. In HCP crystals, the texture depended on  $c/a$  ratio. Specifically,  $B$ -fiber  $\{0002\}\langle uv\bar{t}w\rangle$  texture was found in magnesium alloys whereas  $P_1\{1\bar{1}00\}\langle 11\bar{2}0\rangle$  texture predominated in alpha titanium. These observations indicated predominance of basal and prism slip, respectively.

# ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Хомская И.В.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия  
khomskaia@imp.uran.ru*

Выяснена детальная картина изменения фазовых и структурных состояний в сплавах на основе железа и меди при интенсивных ударно-волновых и деформационных воздействиях. Обнаружены новые структурные механизмы образования  $\gamma$ -фазы в сплавах железа под действием статического и динамического давления. При нагреве под давлением 8 ГПа в сплаве Fe–6%Ni с ферритной структурой реализуется сдвиговый механизм  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения – образуются мартенситоподобные (линзовидные) кристаллы  $\gamma$ -фазы, за счет повышения роли упругой энергии в условиях квазигидростатического давления, существенно (на 220°C) понижающего температурный интервал  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения. При нагружении ударными волнами с давлением 39 ГПа в сплаве Fe–28% возникает НК структура ГЦК мартенсита с высокой твердостью 3100 МПа, состоящая из кристаллов  $\gamma$ -фазы различной ориентировки, образующихся под действием давления в сжимающем импульсе и наклепа, вносимого высокоскоростной деформацией.

Установлена взаимосвязь между параметрами нагружения мощными сходящимися ударными волнами (сверхвысоким давлением – 40-300 ГПа, высокоскоростной деформацией  $10^6$ - $10^7$  с<sup>-1</sup> и температурой) и структурными изменениями в сплавах на основе железа и меди, основные из которых – фазовые превращения и эффекты локализованной деформации. Предложена классификация типов локализованного течения по характеру массопереноса в области течения: сдвиговое, струйное (кумулятивное) и турбулентное (вихревое). Установлено, что эффекты локализованной деформации: полосы адиабатического сдвига, каналы локализованного течения обусловлены воздействием первичных и отраженных волн напряжения, и не связаны с особенностями структуры.

Произведено разделение на два фактора действия высокоскоростного (1 км/с) потока порошковых частиц SiC и Cr (60 мкм), сформированного кумулятивной струей направленного взрыва, на преграды из меди и сплавов на основе железа. Первый фактор – действие ударной волны, возбуждаемой соударением потока с преградой, второй – проникновение микрочастиц (0,6-0,06 мкм) в преграды на глубину до нескольких десятков миллиметров. Обнаружено два типа каналов сверхглубокого проникновения, соответствующих двум видам взаимодействия микрочастиц с материалом образцов: упругому и упруго-пластическому.

Установлены закономерности трансформации крупнокристаллической структуры меди и сплавов меди в СМК и НК структуру методом ДКУП, отличительной особенностью которого является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Обнаружено, что значительное, на три порядка (от 100-200 до 0,1-0,3 мкм), измельчение структуры этих материалов достигается за три-четыре прохода ДКУП, при этом прочность повышается в 1,4-2,8 раза, соответственно, при сохранении удовлетворительной пластичности. Показано, что структурообразование в меди при высокоскоростном ( $10^4$ - $10^5$  с<sup>-1</sup>) деформировании происходит за счет закономерно повторяющихся процессов фрагментации и динамической рекристаллизации; в Cu–(0,09-0,14)%Cr–(0,04-0,08)%Zr бронзе – в результате процессов фрагментации и деформационного старения с выделением наноразмерных частиц (<5 нм) вторых фаз.

*Работа выполнена по плану РАН (№ г.р.01201064335) и при частичной поддержке проекта Президиума РАН (№12-П-2-1030).*

## ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
dee@ispms.tsc.ru

В качестве основной характеристики трещиностойкости материала использовали удельную энергию разрушения  $G$ , которую рассчитывали согласно новой методике, разработанной в лаборатории физической мезомеханики ИФПМ СО РАН для малоразмерных образцов с шевронным надрезом. В отличие от подходов линейной механики разрушения (ЛМР), данная методика не накладывает жёстких ограничений на размеры пластической зоны у вершины трещины. На примере технического титана ВТ6 приведены результаты оценки трещиностойкости (вязкости разрушения) материалов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной с использованием режима всестороннейковки (деформация 50% при 400°C), отпуск при 300°C, 1 ч. Образцы длиной 18 мм и сечением 8×4 мм<sup>2</sup> нагружали методом расклинивания.

Образец рассматривали как миниатюрную конструкцию двухконсольного типа. Методами механики деформированного твердого тела получено выражение для удельной энергии разрушения, в основе которого лежит изменение податливости образца в процессе увеличения длины трещины. С помощью зеркальной фотокамеры PENTAX K-5 через каждые 2с фиксировали изображения боковой поверхности нагружаемого образца, по которым измеряли длину и раскрытие трещины в зоне шевронного надреза. С помощью сканирующей электронной микроскопии исследовали фрактографию поверхности разрушения. Показано, что измеряемое смещение  $\lambda$  концов шевронного надреза содержит вклад  $\lambda_p$ , который не связан с увеличением длины трещины, а обусловлен только пластической деформацией образца в целом. В целом  $\lambda = \lambda_e + \lambda_p$ , где  $\lambda_e$  – вклад, связанный только с увеличением длины трещины. Величина смещения  $\lambda_p$  для крупнозернистого материала существенно превышает значение смещения  $\lambda_e$ . Сравнение показывает, что интенсивная пластическая деформация уменьшает удельную энергию разрушения сплава ВТ6 при комнатной температуре. Предложено в качестве дополнительной характеристики трещиностойкости материала использовать отношение  $\lambda_p/\lambda_r$ .

Наблюдения показали, что структура поверхностей разрушения сплава ВТ6 с УМЗ структурой представляет собой локальные зоны сильно деформированного материала с высокой концентрацией пор. Подобная структура не может быть организована с помощью лишь кристаллографических сдвигов по плоскостям плотной упаковки решётки. Это свидетельствует о существенной роли поворотных мод деформации в иерархии различных масштабных уровней при зарождении и формировании трещины.

С позиции представлений физической мезомеханики возникновение трещины трактуется как результат двухфазного распада сильнонеравновесного материала, одна из фаз которого представляет собой поры и несплошности. Подобные эффекты могут возникать в локальных зонах гидростатического растяжения, которые характеризуются увеличенным молярным объёмом. Материал с УМЗ структурой уже находится в сильнонеравновесном состоянии с увеличенным в среднем молярным объёмом. С другой стороны, граничные условия нагружения обеспечивают на конце шевронного надреза напряжённое состояние с высоким уровнем нормальных растягивающих напряжений, способствуя дальнейшему увеличению молярного объёма и распаду материала.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 13-08-01404.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ И АКТИВАЦИОННОГО ОБЪЕМА КРУПНОЗЕРНИСТОГО И УМЗ СПЛАВА TiNi

Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Лукьянов А.В.<sup>1</sup>, МаксUTOва Г.Ю.<sup>1</sup>,  
Сошников Е.П.<sup>1</sup>, Крейберг А.Ю.<sup>3</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>4</sup>, Сабиров И.Н.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup> Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа

<sup>3</sup> Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва

<sup>4</sup> Materials Institute Avda. del Mar Mediterráneo, 22 28918, Leganés, Madrid Spain  
dimagun@mail.ru

Получить новые данные о механизмах, ответственных за пластическое течение материала при различных температурах, возможно на основе данных о скоростной чувствительности деформации  $m$  и рассчитанным по ним значениям эффективного активационного объема  $\Delta V$  деформации. Данных по изменению активационного объема сплава TiNi в зависимости от размеров зёрен на сегодняшний день в литературе нет.

В качестве объектов исследований были выбраны застехиометрический сплав Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub>, имеющий при комнатной температуре структуру В2 – аустенита, и стехиометрический сплав Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>, имеющий при комнатной температуре структуру В19' мартенсита. Для получения УМЗ состояния сплавы были подвергнуты равноканальному угловому прессованию (РКУП). Для определения скоростной чувствительности  $m$  была использована известная методика изменения скоростей растяжения в процессе механических испытаний. Активационный объем рассчитывался по формуле  $\Delta V = \sqrt{3} kT/m\sigma$ , где  $\sigma$  – напряжение течения, МПа,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – температура испытаний, К.

Размер зерна аустенита в исходных крупнозернистых (КЗ) сплавах после закалки с 800°С составлял 30-50 мкм. Сплав Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> после РКУП находится в аустенитном состоянии с размером зерна около 0,3 мкм. Сплав Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> после РКУП находится в мартенситном состоянии, оценочно размер зерна аустенита составляет около 0,7 мкм.

Анализ кривых растяжения показывает следующее: при испытаниях при комнатной температуре на кривых растяжения сплавов и в КЗ, и УМЗ состоянии при напряжении  $\sigma_m$  около 200-400 МПа, наблюдается площадка фазовой псевдотекучести, а при повышении  $T$  растяжения до 150°С и выше площадка фазовой псевдотекучести исчезает, что свидетельствует о блокировке превращения В2 - В19'. РКУП приводит к заметному повышению прочности и предела дислокационной текучести ( $\sigma_T$ ) при всех температурах испытаний. Прочностные характеристики сплава Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> несколько выше, чем сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> в аналогичном состоянии. При повышении  $T$  испытаний снижаются и прочность, и пластичность обоих сплавов как в КЗ, так и в УМЗ состояниях. Понижение пластичности сплавов связано с блокировкой мартенситного превращения, а также с уменьшением стадии равномерной деформации и более быстрой ее локализацией.

Анализ показывает, что в КЗ и УМЗ состояниях для сплавов Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>, Ti<sub>49,4</sub>Ni<sub>50,6</sub> с увеличением температуры испытаний параметр  $m$  увеличивается, и в УМЗ состояниях он в 1.5 – 3 раза выше, чем в КЗ состоянии. Параметр  $\Delta V$  для КЗ сплавов имеет минимальное значение при растяжении при комнатной температуре, а с ростом  $T$  деформации активационный объем увеличивается. Вероятно, это связано с блокировкой мартенситного превращения при повышении  $T$ . В тоже время в УМЗ состоянии параметр  $\Delta V$  сначала повышается до максимума (при  $T=150^\circ-250^\circ\text{C}$ ), а с дальнейшим с ростом  $T$  деформации активационный объем уменьшается, что может быть связано с увеличением вклада межзеренного проскальзывания в УМЗ состоянии с ростом  $T$  деформации до 400°С.

# REAL-TIME MANIPULATION OF NANOSCALE OBJECTS EMPLOYED FOR MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL MEASUREMENTS

**Leonid M. Dorogin<sup>1,2</sup>, Sergei Vlassov<sup>1,2</sup>, Boris Polyakov<sup>1,2,3</sup>,  
Alexei E. Romanov<sup>1,4</sup>, Rünno Lõhmus<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>*Institute of Physics, University of Tartu, Tartu, Estonia*

<sup>2</sup>*Estonian Nanotechnology Competence Centre, Tartu, Estonia*

<sup>3</sup>*Institute of Solid State Physics, University of Latvia, Riga, Latvia*

<sup>4</sup>*ITMO University, St. Petersburg, Russia*

leonid.dorogin@gmail.com

During the last decades one of the main trends of industry development consists of miniaturization of devices and elaboration of micro- and nano-electromechanical systems. It is well-known that properties of their components, i.e. nanoscale objects (NOs) might differ significantly from the bulk counterparts and should be accounted in the design. Thus, there is a demand for new methods of investigation of these properties. Rapid development of experimental equipment allows to realize a vast number of studies in the area of mechanical, tribological, electrical etc. properties of single NOs. The family of scanning probe microscopes (in particular, atomic force microscope, AFM) plays a special role among other instruments, that provide high precision and stable operation. However, the disadvantage of this technique is impossibility of simultaneous observation of the NO during the tests, which can be extremely important for investigation of dynamic processes.

The current report is dedicated to the original experimental set-up for real-time manipulation of NOs developed in a laboratory of University of Tartu. This set-up resides inside a scanning electron microscope (SEM) and serves for measurement of mechanical and tribological properties of single NOs. It consists of highly precise nanomanipulator device connected to an AFM probe through a force sensor and allows probing of NOs with simultaneous observation in SEM. The force sensor is realized via quartz tuning fork operating in amplitude modulation regime.

It is demonstrated that the experimental set-up enables to measure friction force of different NOs on a surface, including nanoparticles, nanowires [1] and nanodumbbells [2]. Measurement of mechanical properties of one-dimensional NO (nanowires) such as elastic modulus, yield strength and fatigue resistance is one of the key features of the set-up. Revealing of new composite nanomaterial, particularly core-shell nanowires with well-pronounced shape restoration and high fracture resistance is made possible within the real-time nanomanipulation set-up [3].

## References

1. *Dorogin L. M., Polyakov B., Vlassov S., Antsov M., Lõhmus R., Kink I. and Romanov A. E. Real-time manipulation of ZnO nanowires on a flat surface employed for tribological measurements: experimental methods and modeling // Physica Status Solidi (b) 250 (2013) 305–317, DOI:10.1002/pssb.201248445.*
2. *Polyakov B., Vlassov S., Dorogin L. M., Novoselska N., Butikova J., Antsov M., Oras S., Lõhmus R. and Kink I. Some aspects of formation and tribological properties of silver nanodumbbells // Nanoscale Research Letters 2014, 9:186, DOI: 10.1186/1556-276X-9-186.*
3. *Vlassov S., Polyakov B., Dorogin L. M., Vahtrus M., Mets M., Antsov M., Saar R., Romanov A. E., Lange S., Lõhmus R. Shape restoration effect in Ag/SiO<sub>2</sub> core-shell nanowires // submitted to Nano Letters. 2014.*

# СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ Cu, Fe, Ni, Cr – СОДЕРЖАЩИХ (СО)ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Алиева Р.В.<sup>1</sup>, Багирова Ш.Р.<sup>1</sup>, Кулиева Э.М.<sup>1</sup>, Алиева М.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт нефтехимических процессов им. Ю.Г. Мамедалиева НАНА, г. Баку

<sup>2</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова (Бакинский филиал)

alreyhan@yahoo.com

Нанохимия открывает новые возможности синтеза наноматериалов с неизвестными ранее уникальными свойствами. На основе нанобъектов в последнее время получают новые перспективные материалы, важные для многих отраслей, в том числе нефтехимии и химической технологии. Для приготовления таких нанокompозитов особое место занимают различные (со)полимерные матрицы, позволяющие получать на их основе более стабильные композиции с уникальной структурой. Создание простого и эффективного метода получения таких композитов в пиролизических условиях, исследование их структуры и морфологии на разных этапах и изучение их свойств является актуальной и перспективной задачей.

Основной целью наших исследований является получение Cu, Fe, Ni, Cr - содержащих нанокompозитов на основе различных (со)полимеров (ПЭВП, ПЭНП, ПП, АБС, УПС), изучение их состава и исследование их термических, электрофизических и др. свойств. В качестве полимерной матрицы также выбраны привитые сополимеры на основе полиолефинов, метакриловой кислоты, акрилонитрила и стирола.

В синтезированных нанокompозитах вводимая концентрация металл-содержащей соли составляла 6-28 масс. %, а металла - 1,5-6 масс. %. По результатам РФА (по уравнению Шерера) и ЭПР установлено, что в полимерных композитах стабилизированы наночастицы: 7-12,8 нм. Данные также коррелируют с АСМ и СЭМ. Согласно данным РФС частицы металла (в случае вводимой концентрации металла  $\leq 1$  % масс.) находятся не на поверхности полимера, а в объеме. ИКС данные свидетельствуют о появлении в нанокompозитах полос поглощений Me-O и связанных с нитрильными группами (в АБС) и Me-CN.

Изучены электрофизические свойства (рис.1) полученных медь-содержащих нанокompозитов на основе ПЭВП и определены зависимости значений сопротивления – R(Ом), комплексного сопротивления – Z(Ом) и емкости – C (F) от частоты тока –  $\nu$  (Гц). Установлено, что с увеличением вводимой концентрации (1-6 % масс.) меди в композите уменьшается сопротивление образцов, что связано с увеличением проводящих компонентов в композитах. С увеличением концентрации наночастицы емкость образцов увеличивается.

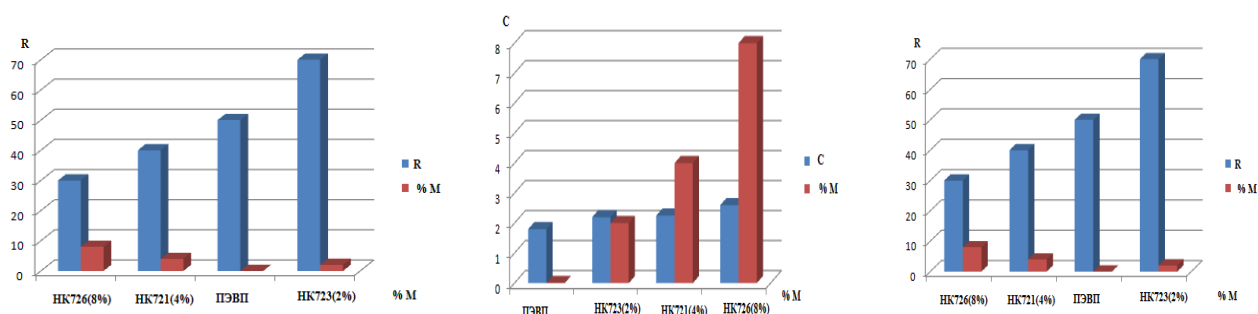


Рис.1. Электрофизические показатели Си-содержащих полиэтиленовых нанокompозитов.

Термические (ДСК и ТГ) исследования указывают на образование более термостабильной структуры в композитах, чем исходный сополимер. Изменение термодинамических характеристик и увеличение термоокислительной стабильности вследствие допирования сополимерных матриц наноразмерными металлсодержащими частицами обусловлено образованием ультрадисперсных металлсодержащих наночастиц.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРИМЕРЕ НАНОВОЛОКОН ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni<sub>3</sub>Al

Старостенков М.Д.<sup>1</sup>, Котречко С.А.<sup>2</sup>, Яшин А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул

<sup>2</sup>Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев

genphys@mail.ru

Интерметаллид Ni<sub>3</sub>Al является наиболее ярким представителем среди упорядочивающихся сплавов и интерметаллидов, обладающих положительной температурной зависимостью предела текучести. В частности, предел текучести возрастает вплоть до температур 1000-1100<sup>0</sup> К. Поэтому данный материал является одной из основ суперсплавов, используемых в авиационных технологиях.

В настоящей работе выполнены исследования возможности реализации положительной зависимости предела текучести от температуры на примере нановолокон интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al, подвергающихся деформации одноосного растяжения при различных температурах. Исследуется возникновение локализации внутренних напряжений в нановолокне на различных стадиях деформации при различных температурах. Компьютерный эксперимент выполнен по методу молекулярной динамики. Взаимодействия между различными парами атомов заданы в приближении потенциалов типа Клери-Розато. Методика компьютерного эксперимента выполнена согласно модели, описанной в [1].

Показана роль различных типов дефектов, вводимых в образец, на характер изменения предела текучести образца с ростом температуры эксперимента. В образец вводились точечные дефекты: вакансии, межузельные атомы, локальные нарушения ближнего порядка, антифазные границы различных ориентаций и типа: консервативные и неконсервативные. Показана возможность изменения характера зависимости предела текучести от температуры в зависимости от типа вводимых дефектов, их концентрации и конфигурации.

## Литература

1. *Starostenkov M.D., Yashin A.V., Sinica N.V.* Structural Transformation in Nanowires CuAu I with Superstructure of L1<sub>0</sub> of Tetragonal Symmetry at Uni-axial Tension Deformation // *Key Engineering Materials*. 2014. V. 592-593. P. 51.



# IN SITU ТЭМ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ

**Мышляев М. М.**

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твёрдого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия*

myshlyae@issp.ac.ru

Для in situ ПЭМ использовали алюминий, для которого имеются подробные данные испытаний на ползучесть и исследований структуры в исходных и деформированных стандартных образцах. Для адекватности физической картины деформации образцов в колонне ПЭМ той, которая имеет место при стационарной ползучести макрообразцов, микрообразцы для in situ ползучести приготавливали из макрообразцов, испытанных на ползучесть до этой стадии при тех же температурах и напряжениях. Деформацию микрообразцов осуществляли одноосным растяжением в направлении растяжения макрообразцов.

Опыты показали, в ходе ползучести субграницы разрушались и мигрировали. Субграницы мигрировали посредством скольжения их дислокаций. Выходящие из субграниц дислокации быстро перемещались скольжением. Это обеспечивало деформацию. Процесс начинался с последовательного переходящего в лавинообразный выхода дислокаций из четырёхугольных типа порогов сеток. Постепенно процесс охватывал много субзёрен.

Тензорный анализ типа порогов, образующихся на выходящих из субграниц дислокациях при их пересечении в узлах сеток – субграниц, показал, что образующиеся пороги межзельные.

Проведено in situ ПЭМ исследование движения в субзёрнах вышедших из субграниц дислокаций с порогами. Установлено, на дислокациях пороги межзельные.

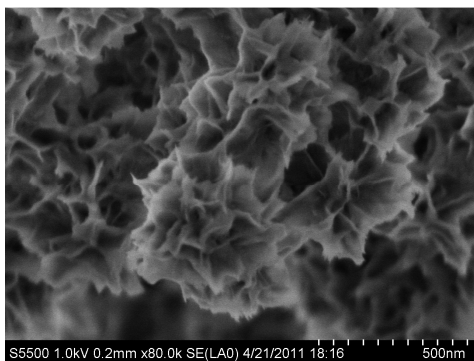
Выполнены расчёты для определения типа порогов, образующихся на выходящих из субграниц дислокациях при их пересечении при деформировании кручением. Установлено, что образуются как межзельные так и вакансионные пороги. Показано, что при кручении ползучесть обусловлена движением дислокаций с вакансионными порогами.

# О САМООРГАНИЗАЦИИ МИКРОЯЧЕЕК ПОД ВЛИЯНИЕМ НАНОЧАСТИЦ АЛЮМИНИЯ В КОМПОЗИТАХ С ПОРОШКАМИ АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА, МАГНИЯ

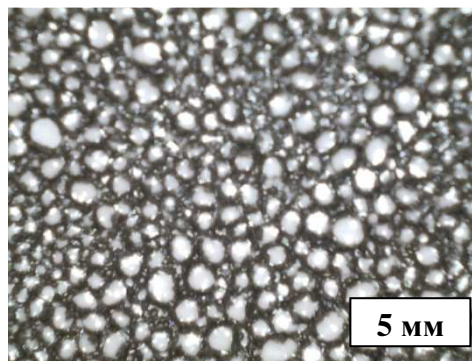
Антонова Н.М.

Каменский институт (филиал) ЮРГПУ (НПИ) им. М.М. Платова, г. Каменск-Шахтинский  
melnik1@rambler.ru

Возможность создавать микропористые материалы путем изменения топологии поверхности полимеров, трансформации структуры, при самоорганизации мицеллярных растворов вызывает большой интерес исследователей. Введение наночастиц в полимерные материалы, содержащие дисперсные наполнители, приводит к формированию материалов с комплексом свойств, задаваемых на наноструктурном уровне. В данной работе при добавлении наноразмерных частиц (НРЧ) алюминия в суспензии полимера растительного происхождения – натрий – карбоксиметилцеллюлозы (Na-КМЦ) с металлическими порошками алюминия, микронных размеров, получены пленочные материалы с упорядоченной ячеистой структурой, являющиеся результатом самоорганизации гибридных композитов. Образование и морфологические особенности наноструктур были описаны в работах [1-2]. В качестве примера приведены изображения использованных в качестве микродобавок наночастиц алюминия (рис. 1, а) и сформированные из полимерной суспензии Na-КМЦ с порошком алюминия пленки с микроячейками (рис. 1, б). Аналогичные структуры с ячейками формируются при наполнении суспензий порошками титана и магния.



а)



б)

Рис.1. Микрофотографии наночастиц Al -(а); пленки с микроячейками, полученные в композите Na-КМЦ+Al – (б)

Рассчитана выборочная энтропия Шеннона для пленочных материалов с микроячейками, генерируемыми при добавлении в полимерные суспензии натрий-карбоксиметилцеллюлозы микро- и наночастиц алюминия. Определена точка бифуркации системы, обеспечивающая формирование сравнительно однородных ячеек радиусом  $R_n \approx 400 \mu\text{m}$  (при  $C_{\text{Na-КМЦ}}=2,75$  г,  $C_{\text{глицерин}}=3,25$  г,  $C_{\text{металл}}=2,50$  г,  $C_{\text{НРЧ}}=0,15$  г). Установлена корреляция между значениями энтропии в области бифуркации и величиной поверхностного натяжения суспензии.

## Литература

1. Antonova N.M., Babichev A. P., Dorofeev V. Yu. Regularities of Formation of the Structure of Al-containing Nanocomposites upon Interaction of ASD-6 Powder with Polymer Suspension.// Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces. 2013. Vol. 49, № 7. P. 868-872.
2. Антонова Н.М. Образование нановолокон оксигидроксидов алюминия и наночастиц алюминия из порошка АСД-6. //Наноинженерия. 2013. № 9, С. 31-35.

## НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

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

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

Проанализированы условия проявления низкотемпературной сверхпластичности (СП) [1] для промышленного титанового сплава ВТ6 (ближайший аналог – сплав Ti-6Al-4V). Методом низкотемпературной сверхпластической формовки (СПФ) изготовлены модельные образцы изделий из сплава ВТ6 для авиационного машиностроения. Показана перспективность использования эффекта низкотемпературной СП при разработке ресурсосберегающих технологий формообразования листовых заготовок титанового сплава ВТ6 при пониженных на 150°C и более температурах по сравнению с традиционной СПФ [2] вблизи температуры 927°C.

На основе экспериментов по деформированию листовых образцов сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП получены микроструктурные доказательства отсутствия порообразования на установившейся стадии сверхпластического течения сплава ВТ6 после одноосного и двуосного растяжения при температурах 600°C и 650°C. Эти результаты практически важны для создания промышленной технологии изготовления полых конструкций методом СПФ при пониженных температурах.

Как показали эксперименты, низкотемпературная СП повышает технологические свойства сплава ВТ6 при температурах ниже температуры рекристаллизации и обеспечивает получение точной заданной конфигурации изделия при температурах начиная с 550°C. При этом технологически возможно гарантировать высокое качество материала изделия, проявляемое в повышенных механических свойствах.

Опытные изделия и модели из сплава ВТ6 с высоким уровнем механических свойств, изготовленные методом СПФ при пониженных температурах представлены на рисунке 1.

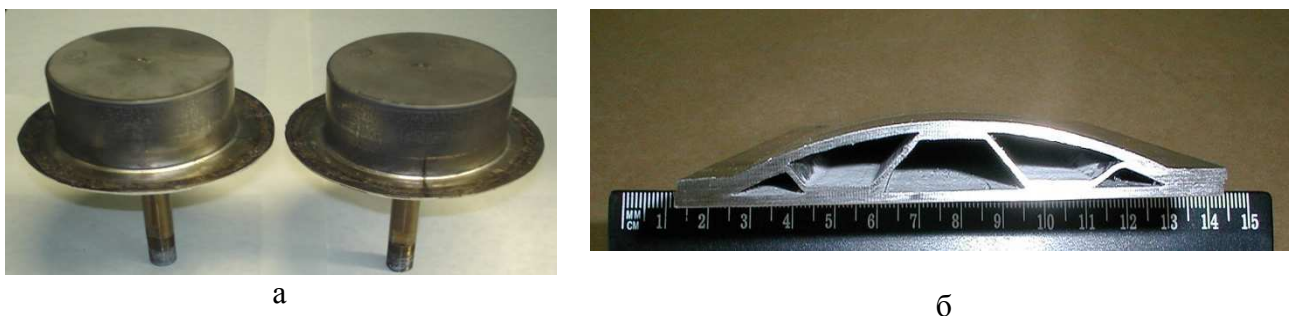


Рис.1. Опытные изделия – «цилиндрические оболочки» (а) диаметром 70 мм, изготовленные при 600°C (справа) и 650°C (слева), и плоская модель «полной лопатки» (б), изготовленная при 750°C.

### Литература

1. Валиев Р.З., Кайбышев О.А., Кузнецов Р.И., Мусалимов Р.Ш., Ценев Н.К. Низкотемпературная сверхпластичность металлических материалов // Доклады академии наук СССР. 1988. Т. 301. №4. С. 864.
2. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов / Под ред. Н. Пейтона, К. Гамильтона. М.: Металлургия, 1985, 312 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ

Мурзакаев А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, <sup>2</sup>Уральский федеральный университет,  
г. Екатеринбург, Россия  
Aidar@iep.uran.ru

Диоксид циркония ( $ZrO_2$ ) благодаря его уникальным свойствам широко используется в качестве основы материалов для производства теплоизоляторов, твердотопливных ячеек, газоанализаторов, керамики, носителей катализаторов и сорбентов. Нанопорошки оксида циркония наряду с другими добавками используются как активаторы спекания нитридных керамик [1], а также для приготовления композитной керамики на основе  $Al_2O_3$  для увеличения ударной вязкости в условиях эксплуатации с циклическими высокотемпературными режимами, когда требуется повысить термостойкость за счет неупорядоченной микротрещиноватости керамики [2]. Свойства и структура наночастиц зависят от их размера и способа получения. Подробные структурные исследования были проведены для порошков  $ZrO_2$ , полученных химическими методами. Однако эти частицы сильно агломерированы с размером агломератов от десяти и сотен микрон. Знание фазового состава нанопорошков  $ZrO_2$  позволяет прогнозировать свойства материалов, изготовленных на его основе. Таким образом, актуально проведение фазового анализа отдельных частиц и выявления закономерностей образования фаз в зависимости от их размерных характеристик.

С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов выделенной области и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения определены морфологические и фазовые параметры частиц нанопорошков диоксида циркония ( $ZrO_2$ ), синтезированных электрическим взрывом проволоки и лазерным испарением. Выявлена тенденция изменения фазового состава наночастиц в зависимости от размера.

У нанопорошков, синтезированных электрическим взрывом проволоки, независимо от условий получения все частицы размером  $> 60$  нм имеют только моноклинную фазу. Частицы размером 10 - 60 нм наряду с моноклинной фазой имеют и тетрагональную фазу. Также в этих размерных диапазонах наблюдаются отдельные частицы типа ядро-оболочка – тетрагональная в центре и моноклинная на границе. При уменьшении размера частиц до 5-7 нм и менее наблюдается и кубическая фаза. Встречаются также отдельные частицы орторомбической и гексагональной фаз.

У нанопорошков, синтезированных лазерным испарением, все частицы размером  $> 20$  нм имеют только моноклинную фазу. Частицы размером 10 - 20 нм наряду с моноклинной фазой имеют и тетрагональную фазу. При уменьшении размера частиц до 5-7 нм и менее наблюдается и кубическая фаза. Встречаются также отдельные частицы орторомбической и гексагональной фаз.

## Литература

1. Tan H.C., Gill C., Lawson S. // The effect of sintering additives on the hydrothermal and corrosive degradation of Y-TZP. Key Engineering Materials. 1995. V. 113. P. 199-206.
2. Акимов Г.Я., Тимченко В.М., Лабинская Н.Г. // Влияние способа стабилизации тетрагональной фазы на механические свойства поликристаллического диоксида циркония. Физика твердого тела. 1995. Т.37. № 7. С. 2146-2151.

## ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИК

Имаев М.Ф.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Бакирский государственный университет, Уфа

marcel@imsp.ru

Представлены результаты систематического исследования влияния режима горячей деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) на фазовый состав и текстуру двух ВТСП керамик - Y123 (кислородно-дефицитная) и Bi(Pb)2223 (с избыточным кислородом). В обеих керамиках оптимальные для получения острой текстуры температуры деформации находятся вблизи температур перитектического распада матричных фаз – Y123 и Bi(Pb)2223.

Деформированные образцы состоят из двух зон - плотной центральной зоны и рыхлой крайней зоны, насыщенной порами и трещинами. В образце Y123 с высокой текстурой (фактор ориентации базисных плоскостей  $F=0,96$ ) была исследована однородность микроструктуры и текстуры как по толщине образца, так и в зависимости от расстояния до центра образца ( $r$ ). Последовательное сошлифовывание образца по толщине показало, что вблизи подложек текстура слабее, чем в сердцевине. В сердцевине образца текстура высокая и достаточно однородная по толщине образца. В сечении, проходящем через половину высоты образца, при увеличении  $r$  от 0 до 8 мм размер зерен практически не изменяется и составляет  $d=9-13$  мкм, хотя степень деформации  $e$  увеличивается с 0,9 до 3,8. Текстура неоднородна вдоль радиуса образца. По мере увеличения  $r$  текстура растет, достигая первого максимума при  $r=3$  мм. Минимум текстуры наблюдается при  $r=5$  мм, что соответствует краю плотной части образца. При дальнейшем увеличении  $r$  (в рыхлой зоне) уровень базисной текстуры увеличивается до второго максимума при  $r=7$  мм и далее чуть снижается.

В керамике на основе фазы Bi(Pb)2223 обнаружен узкий температурный интервал  $T_d=863-867^\circ\text{C}$ , в котором острая текстура с  $F=0,996-0,997$  формируется при сравнительно малых углах кручения ( $\sim 10^\circ$ ). Методом ЭДС и рентгеновской дифракции исследовано изменение соотношения фаз в зависимости от температуры, угла кручения и участка образца. Обнаружена корреляция объемной доли и среднего размера частиц вторичных фаз со степенью базисной текстуры. Размытие текстуры при углах кручения больших оптимального, по-видимому, связано с протеканием в матричной фазе динамической рекристаллизации.

Рассмотрен новый подход в увеличении количества частиц вторичных фаз - центров пиннинга магнитного потока в керамике на основе фазы Bi(Pb)2223. Ранее было установлено, что под действием небольшого квазигидростатического давления (порядка 10 МПа) температура перитектического распада Bi(Pb)2223 смещается в сторону более высоких температур на  $\sim 50^\circ\text{C}$  [1]. Контролируемый распад метастабильного состояния Bi(Pb)2223 в условиях приложенного давления позволяет значительно увеличить количество мелких частиц вторичных фаз -  $(\text{Sr,Ca})_{14}\text{Cu}_{24}\text{O}_{41}$ ,  $(\text{Sr,Ca})_2\text{CuO}_3$  и  $(\text{Bi,Pb})_3\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{CuO}_x$ .

### Литература

1. Имаев М.Ф., Газизов М.Р., Малофеев С.С., Хазгалиев Р.Г. Термическая стабильность сверхпроводящей фазы Bi(Pb)2223 в условиях всестороннего сжатия // Деформация и разрушение материалов. 2010. №2. С. 17-21.

## ФОРМИРОВАНИЕ СПЕКТРА ГРАНИЦ ЗЁРЕН В НИХРОМЕ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЁРЕН

Даниленко В.Н.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
vdan@anrb.ru

Свойства поликристаллических материалов во многом определяются границами зёрен. На этом основана идея «зернограничного проектирования», то есть управления свойствами поликристаллических материалов путем целенаправленного изменения спектров разориентировок границ (СРГЗ) в них.

В докладе рассмотрены механизмы формирования СРГЗ в материале с невысокой энергией дефекта упаковки - нихроме с крупным и ультрамелкозернистым (УМЗ) размером зёрен.

Основными механизмами образования СРГЗ в нихроме являются множественное двойникование и расщепление неравновесных границ зёрен. Определены деформационные и термические воздействия, позволяющие управлять этими механизмами.

Если в процессе статической рекристаллизации преобладает механизм множественного двойникования, то формируется стабильный СРГЗ, практически не меняющийся в процессе роста зерен, в котором доля специальных границ около 50%.

Деформация на 6% и отжиг до температуры  $0.7 T_{пл}$  в нихроме активизирует механизм расщепления неравновесных границ зерен, в этом случае образуется спектр разориентировок границ зерен, в котором доля специальных границ превышает 80%.

В нихроме, после такой обработки, появляются «островковые» зёрна, окруженные специальными границами  $\Sigma 3$ . Следовательно, наряду с традиционно наблюдаемыми в ГЦК материалах с невысокой энергией дефекта упаковки угловыми и пластинчатыми двойниками, появляются двойники в виде «островковых» зёрен. В процессе длительного вылёживания таких образцов средний размер зерна уменьшается, доля «островковых» зёрен уменьшается, а доля специальных границ типа  $\Sigma 3^n$  увеличивается. Такое изменение структуры нихрома в процессе длительно вылёживания связано с механизмом расщепления границ зёрен.

Данный механизм радикально меняет топологические особенности сетки границ зёрен, разрушая связность произвольных большеугловых границ.

В процессе динамической рекристаллизации при горячей деформации ( $T=1123^0$  К) происходит изменений СРГЗ, связанное не только с появлением малоугловых границ и уменьшения доли специальных границ, но и в результате появления новых мелких зёрен окруженных большеугловыми границами.

В УМЗ нихроме с размером зерен 0.7 мкм, полученном методом интенсивной пластической деформации (ИПД) и отжигом при температуре  $923^0$  К в течение 1 часа СРГЗ стремится к устойчивому спектру границ зёрен, характерному для статически рекристаллизованных материалов с невысокой энергией дефекта упаковки.

Кристаллогеометрический анализ специальных границ  $\Sigma 3$  показал, что процесс рекристаллизации нихрома с УМЗ структурой полученной ИПД является собирательной рекристаллизацией.

Рассмотренные в докладе механизмы формирования СРГЗ в нихроме могут быть использованы для управления свойствами ГЦК материалов с невысокой энергией дефекта упаковки.

# РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕДИ И АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Жиляев А.П.

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

Термостабильность чистых металлов, подвергнутых интенсивной пластической деформации (ИПД), была предметом пристального внимания с самых первых экспериментальных работ [1, 2]. Эта проблема становится особенно важной в настоящее время, когда начинаются работы по изучению возможности практического использования ультрамелкозернистых материалов (УМЗ) [3]. Наиболее удобными объектами для исследования термостабильности являются чистые металлы, подвергнутые деформации методом кручения под высоким давлением (КГД) [4], поскольку данный способ воздействия самый эффективный и простой для создания сильнодеформированного состояния материала с УМЗ или даже нанокристаллической структурой. Ранние эксперименты показали, что в особо чистых металлах релаксационные процессы, включающие в себя аннигиляцию вакансий и дислокаций, а также возможно рекристаллизацию и рост зерен, могут происходить при комнатной температуре. В то же время в КГД металлы коммерческой чистоты являлись термостабильными на протяжении многих лет пассивного наблюдения. Целью данной работы является мониторинг микротвердости по Виккерсу,  $H_v$  (Рис.1) и использование методов рентгеноструктурного анализа для обнаружения изменений параметров микроструктуры, таких как параметр решетки,  $a$ ; размер когерентных областей,  $d$ ; и микронапряжений,  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$  свежеполученных образцов алюминия и меди коммерческой чистоты. Образцы были получены осадкой ( $N = 0$ , время выдержки 1 минута) и кручением ( $N = 1$ ) при давлении  $P = 1$  ГПа в случае образцов алюминия и  $P = 6$  ГПа для меди. Данные параметры регистрировались через 1, 12, 24, 36, 48 и 96 часов после момента получения образцов методом КГД.

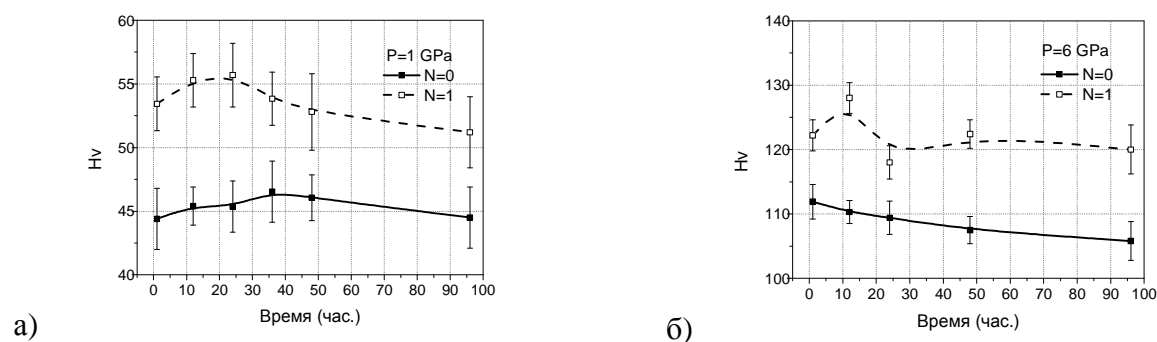


Рис.1. Усредненная микротвердость,  $H_v$ , как функция времени выдержки для КГД образцов: (а) алюминий; (б) медь

## Литература

1. *Islamgaliev R.K., Chmelik F., Kuzel R.* Thermal structure changes in copper and nickel processed by severe plastic deformation // Mater. Sci. Eng. A 1997. V. 234–236. P. 335.
2. *Jiang H., Zhu Y.T., Butt D.P., Alexandrov I.V., Lowe T.C.* Microstructural evolution, microhardness and thermal stability of HPT-processed Cu // Mater. Sci. Eng. A 2000. V. 290. P. 128.
3. *Zhilyaev A.P., Langdon T.G.* Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications // Prog. Mater. Sci. 2008. V.53. P. 893.
4. *Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G.* Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. Hoboken: Wiley, 2014, 450 p.

# ЭВОЛЮЦИЯ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Батурин А.А.<sup>1,2</sup>, Лотков А.И.<sup>1</sup>, Лидер А.М.<sup>2</sup>, Гришков В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>3</sup>,  
Лаптев Р.С.<sup>2</sup>, Бордулёв Ю.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Томский политехнический университет, Томск

<sup>3</sup>Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск  
abat@ispms.tsc.ru

В данной работе изучены закономерности и механизмы формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, эволюция дефектов кристаллического строения в сплавах на основе никелида титана при изотермическом равноканально-угловом прессовании (РКУП). Закономерности формирования УМЗ структуры изучены в процессе «жесткого» (угол между каналами 90°) РКУ-прессования образцов сплава  $Ti_{50}Ni_{47.3}Fe_{2.7}$  (ат.%) при 723 К. В крупнозернистом состоянии сплав  $Ti(Ni,Fe)$  испытывает последовательность мартенситных превращений (МП)  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  (R фаза появляется при  $T < 278$  К, а фаза  $B19'$  – при  $T < 213$  К). Установлено, что уже после первого прохода РКУ-прессования наблюдается интенсивная мезофрагментация структуры сплава полосами локализации деформации, причем, как в мезообъемах, ограниченных этими полосами, так и внутри мезополос формируется СМК микроструктура со средним размером зёрен – субзерен около 300 нм. Однако внутри мезофрагментов встречаются и зерна мелкокристаллической фракции размером до 1-1.5 мкм. После второго и третьего проходов в мезополосах локализации деформации возникает более тонкая фрагментация микроструктуры, и появляется наноструктурная фракция с размером зерен 50-100 нм. При этом последовательность МП не меняется ( $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ ), температура МП  $B2 \rightarrow R$  остается практически постоянной, а температура начала МП  $R \rightarrow B19'$  понижается на 15-20 градусов, что приводит к заметному уменьшению объемной доли мартенситной фазы  $B19'$ , образующейся при охлаждении до 77 К.

Экспериментально изучена эволюция вакансионных дефектов и их кластеров при накоплении деформации при РКУП образцов сплавов на основе TiNi. Показано, что ИПД вызывает значительное увеличение как плотности дислокаций, так и концентрации вакансионных дефектов, которые имеют тенденцию к выходу на насыщение с ростом величины накопленной деформации. Показано, что концентрация вакансий достигает величины  $\sim 10^{-4}$ . При низкой температуре деформации возникают в основном одиночные вакансии, а при теплой деформации – комплексы вакансий. Изучена термическая стабильность сформированной после ИПД дефектной структуры. Проводится сопоставление изменений, происходящих в микроструктуре и дефектной структуре при ИПД. Обсуждается роль дефектов кристаллического строения в механизмах формирования УМЗ структуры в сплавах на основе TiNi при ИПД.

*Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы и поддержана проектом № 21 программы № 8 Президиума РАН.*



# КИНЕТИКА ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЪЕМАХ ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Ивченко В.А.

*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

*ivchenko@iep.uran.ru*

Экспериментальные исследования модификации структуры металлов и сплавов после радиационного воздействия показали, что взаимодействие ускоренных заряженных ионов с веществом инициирует образование в приповерхностном объеме аморфных, нано- и субмикроструктурных структур. Такие существенные вариации структурного состояния приводят к значительному изменению физико-механических свойств веществ по сравнению с традиционными способами обработки материалов.

Важной проблемой радиационного материаловедения является определение структурной модификации и фазового состава именно приповерхностных слоев материалов, подвергнутых облучению. Одна из актуальных задач этой проблемы состоит в изучении взаимодействия пучков заряженных частиц с поверхностью материала в приповерхностном объеме (на расстоянии  $\sim 1-100$  nm от облученной поверхности).

Поэтому в настоящей работе прецизионное исследование изменений реальной структуры поверхностных атомных слоев металлов и сплавов проводилось методом полевой ионной микроскопии (ПИМ). Возможности ПИМ позволяют изучать приповерхностный объем облученных материалов контролируемым удалением атомов с поверхности, анализируя тем самым структуру образца в процессе полевого испарения одного атомного слоя за другим. Визуализируя атомно-чистую поверхность объекта исследования при криогенных температурах, удастся получать количественные результаты об изменении положений атомов в кристаллической решетке материала, вызванных ионной имплантацией ускоренных до 20-30 кэВ положительных ионов аргона. Из полученных экспериментальных данных можно определить фазовое состояние модифицированных радиационным воздействием структур, изучить атомное строение возникших дефектов кристаллической решетки и их распределение в объеме, установить толщину модифицированного приповерхностного объема и т.д.

В результате проведено экспериментальное изучение в атомно-пространственном масштабе эффекта аморфизации в металлах и сплавах при имплантации пучков  $\text{Ar}^+$  с энергией до 30 кэВ. Показано, что радиационное воздействие на чистые металлы с  $E = 30$  кэВ при изменении флюенса заряженных пучков ионов аргона на два порядка (от  $10^{16}$  до  $10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>) значительно влияет на кинетику дефектообразования в приповерхностном объеме облученных материалов. Установлено, что явление аморфизации металла в приповерхностном объеме происходит до 12 нм в глубину образца при увеличении флюенса до  $10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>, при указанных выше энергиях облучения. Участки аморфизованной фазы сохраняются в металле не менее, чем на 60 нм по глубине. Для упорядочивающихся сплавов ( $\text{Cu}_3\text{Au}$ ) в результате имплантации ускоренных до энергий 20 кэВ положительных ионов аргона ( $F=10^{18}$  ион/см<sup>2</sup> и  $j=200$  мкА/см<sup>2</sup>) были получены следующие результаты. В приповерхностном объеме упорядоченного сплава  $\text{Cu}_3\text{Au}$ , на расстояниях не менее, чем 20 нм от облученной поверхности, наблюдалось явление практически полной аморфизации материала. При дальнейшем анализе на глубине до 90 нм от облученной поверхности появляются участки кристаллической фазы  $L1_2$ , объемная доля которых монотонно растет и в конце концов материал переходит в то упорядоченное состояние (сверхструктура  $L1_2$ ), которое и подвергалось радиационному воздействию.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА АМгЗ ПОСЛЕ 3D-ОСАДКИ

Кантай Н., Тусупжанов А., Ерболатулы Д.

*Восточно-Казахстанский государственный университет имени С. Аманжолова,  
Усть-Каменогорск, Казахстан  
nurgan85@mail.ru*

В последние годы большой интерес у исследователей-материаловедов вызывают ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы, измельчение структуры в которых, достигается воздействием интенсивной пластической деформации (ИПД) [1-3]. Это связано с тем, что формирование УМЗ структуры в данных материалах приводит к повышению уровня их механических и физических свойств. Одним из способов формирования УМЗ и наноструктур в массивных образцах является всесторонняя ковка, предложенная в ИПСМ РАН Г.А. Салищевым с соавторами. Изучение комплекса механических свойств и структурных особенностей металлов в процессе РКУП и 3D-осадки является предметом многих исследований [1-3]. А в последнее время интересы исследователей и технологов направлено на промышленное освоение новых методов ИПД. Поэтому цель настоящей работы исследование влияния 3D-осадки на свойства сплава АМгЗ.

Химический состав сплава АМгЗ: Al - 93,8-96%, Mn - 0,3-0,6%, Si - 0,5-0,8 %, Fe - 0,5%, Ti - 0,1%, Cu - 0,1 %, Mg - 3,2-3,8 %, Zn - 0,2% [4].

Алюминий и его сплавы широко используются в промышленности, АМгЗ используется при изготовлении химической посуды, рамы железнодорожных вагонов, гидравлическое оборудование и детали летательных аппаратов.

Размер зерна сплава АМгЗ после 3D-осадки в два прохода уменьшается на 19%, а после четырех проходов уменьшается на 30% по сравнению с исходным состоянием.

Установлены и обсуждены также и другие структурные изменения в сплаве после 3D-осадки.

Микротвердость сплава в исходном состоянии  $H_{\mu} = 1249$  МПа, после 3D-осадки в два и четыре прохода происходит увеличение микротвердости до значений  $H_{\mu} = 1694$  МПа и  $H_{\mu} = 1757$  МПа соответственно.

Также проведено исследование электросопротивления сплава на одинарно-двойном мосте. В результате проведения 3D-осадки электросопротивление сплава уменьшается с  $\rho = 0,0001016$  Ом·м до  $\rho = 0,0000431$  Ом·м после 4-х проходов. Такое «аномальное» поведение сплава АМгЗ после 3D-осадки требует дальнейших исследований и интересно с практической стороны.

### Литература

1. Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследования объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН // Российские нанотехнологии. 2007. Т.2, вып.7-8. С.38-53.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. –М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
3. Утяшев Ф.З. «Современные методы интенсивной пластической деформации». - Уфа: УГАТУ, 2008. - 313 с.
4. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки: Стандарт. - Взамен ГОСТ 4784-74; Введ. с 01.07.2000. - Минск: Издательство стандартов, 1999. - 11с.

# МИКРОСТРУКТУРА АМОРФНЫХ И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al-Ni-Fe-La ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бахтеева Н.Д.<sup>2</sup>, Васильев А.Л.<sup>1</sup>, Иванова А.И.<sup>1</sup>, Годорова Е.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт кристаллографии  
им. А.В.Шубникова Российской академии наук, Москва

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и  
материаловедения им. А.А. Бардина Российской академии наук, Москва  
nbach@imet.ac.ru

Легирование алюминия переходными и редкоземельными металлами в определенных соотношениях наряду с повышением механических характеристик за счет твердорастворного и интерметаллидного упрочнения позволяет в закаленных сплавах получить различное структурное состояние – аморфное или поликристаллическое. Никель, железо, лантан в качестве легирующих элементов расширяют область стеклообразования при закалке с целью получения аморфной структуры. В ранее опубликованных работах по изучению структуры и фазового состава подобных поликристаллических сплавов нет полного представления о возможных кристаллических фазах в системе Al-Ni-Fe-La в области, обогащенной алюминием. В связи с этим в настоящей работе представлены результаты исследования структуры и фазового состава сплавов  $Al_{85}Ni_{11-x}Fe_xLa_4$  (где  $x=2$  или 4 ат.%) после закалки с различными скоростями охлаждения и ИПД (интенсивная пластическая деформация), полученные методами металлографии, электронной микроскопии, в том числе просвечивающей растровой электронной микроскопии высокого разрешения, энергодисперсионного рентгеновского микроанализа, электронной и рентгеновской дифракции. Металлографически в результате цветного травления установлено, что в поликристаллических сплавах, полученных закалкой в условиях охлаждения на воздухе, присутствуют четыре фазы, различающиеся по цвету, контрасту и морфологическим особенностям. Показано, что кроме фаз ГЦК-Al и  $Al_4La$  ( $Al_{11}La_3$ ) в сплавах присутствуют тройной интерметаллид  $Al_3Ni_{11-x}Fe_x$  ромбической сингонии, изоструктурный фазе  $Al_3Ni$ , и четырехкомпонентный интерметаллид  $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$ , изоструктурный фазе  $Al_8Fe_2Eu$  ромбической сингонии. Последний в подобных сплавах обнаружен впервые. Методом электронной и рентгеновской дифракции определены параметры элементарных ячеек фаз. В частицах  $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$  обнаружены включения в виде  $\delta$ -слоев соединения  $Al_{3,2}Fe$ . Замещение атомов никеля на атомы железа в интерметаллидах  $Al_3Ni_{11-x}Fe_x$  и  $Al_8Fe_{2-x}Ni_xLa$  статистическое, без каких-либо признаков сверхструктуры. После сверхбыстрой закалки из жидкого состояния получены однофазные аморфные ленты тех же химических составов, что и поликристаллические сплавы. Установлено, что большие пластические деформации приводят к диспергированию, частичному растворению и сфероидизации всех фазовых составляющих исследованных поликристаллических сплавов с образованием многофазной нанокристаллической структуры. Чем выше давление и больше степень деформации, тем дисперснее нанокристаллическая структура. Во всем диапазоне параметров деформации (давление 8...10 ГПа,  $\varphi=360...360^\circ \times 10$ ) сохраняется трехфазное состояние сплавов, в состав которых входит нанокристаллический твердый раствор алюминия и интерметаллиды  $Al_4La$  и  $Al_3Ni_{11-x}Fe_x$ . ИПД в аморфных сплавах приводит к кристаллизации с образованием многофазной аморфнонанокристаллической структуры. Сравнительный анализ значений микротвердости аморфных и поликристаллических сплавов одинакового состава показал, что аморфная структура в сплавах обеспечивает более высокие значения микротвердости, чем многофазная поликристаллическая. Твердость аморфно-нанокристаллических композитов, полученных в результате оптимального режима ИПД (8 ГПа,  $\varphi = 360^\circ \times 6$ ), существенно превышает твердость поликристаллических многофазных нанокристаллических сплавов тех же составов, полученных в результате ИПД при тех же режимах деформации.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 13-02-12190 ОФим.*

## ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В ЧИСТЫХ МЕТАЛЛАХ

Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
dmitriev.sergey.v@gmail.com

Новые концепции проникают в науку, испытывая сопротивление со стороны здравомыслящих скептиков. Дискретные бризеры (ДБ), то есть пространственно локализованные колебательные моды в *бездефектной* кристаллической решетке, являются весьма удобной мишенью для критики, поскольку их экспериментальное наблюдение представляет собой техническую задачу колоссальной сложности. Метод молекулярной динамики на сегодняшний день является основным источником получения информации о свойствах ДБ, но и он не свободен от ограничений, поскольку не учитывает реальной электронной структуры и опирается на эмпирические межатомные потенциалы. Даже в молекулярно-динамических расчетах ДБ относительно просто возбуждать при нулевой температуре, а при наличии тепловых колебаний кристаллической решетки возникают новые вопросы о времени жизни и концентрации ДБ и о самой возможности их существования в таких условиях.

Тем не менее, число сторонников концепции ДБ год от года растет, что обусловлено рядом причин. Первая состоит в физической простоте данной концепции. Существование ДБ обеспечивается нелинейностью межатомных сил, приводящей к зависимости частоты колебаний атомов от амплитуды. При достаточно больших амплитудах частота колебаний определенной группы атомов может выходить из фононного спектра кристалла, при этом на порядки замедляется излучение энергии в форме малоамплитудных фононных мод данной группой атомов. Вторая причина состоит в существовании ряда явлений, наиболее естественное объяснение которых возможно лишь с применением концепции ДБ.

До недавнего времени считалось, что возбуждение ДБ в кристаллах с простой структурой, например, в чистых металлах весьма затруднительно. Однако в работе [1] была показана возможность существования *движущихся* ДБ в Ni и Nb.

В данном обзорном докладе приводятся новые результаты, полученные методом молекулярной динамики различными конкурирующими группами, изучающими свойства ДБ в чистых металлах. Показана существенная зависимость результатов от применяемого межатомного потенциала. Исследовано взаимодействие ДБ друг с другом и с дефектами кристаллической решетки. Делаются предположения о возможной роли ДБ в формировании физических свойств металлов.

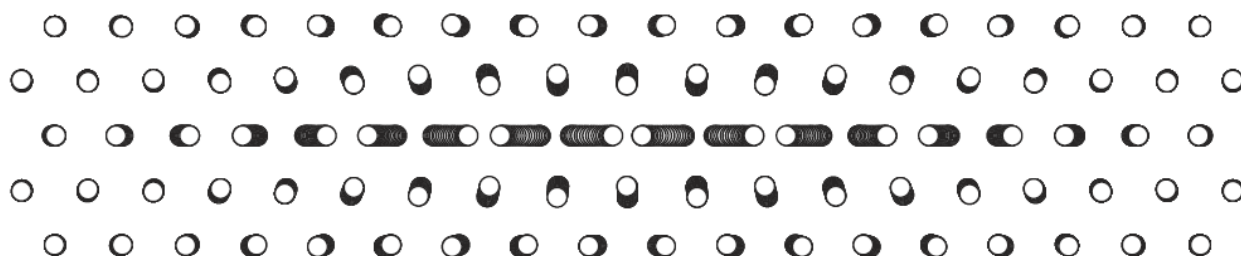


Рис.1. Стробоскопическая картина движения атомов в окрестности ДБ в гцк Ni.

### Литература

1. M. Haas, V. Hizhnyakov, A. Shelkan, M. Klopov, A. J. Sievers, Phys. Rev. **B 84**, 144303 (2011).

## ПОВОРОТ ЗЁРЕН В БИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ТОНКОЙ ПЛЁНКЕ

Бачурин Д.В.<sup>1</sup>, Вайсмюллер Й.<sup>2,3</sup>, Назаров А.А.<sup>4,5</sup>

<sup>1</sup>*Институт прикладных материалов, Институт технологии Карлсруэ, Карлсруэ, Германия*

<sup>2</sup>*Институт физики и технологии материалов, Технический университет Гамбург-Гарбург, Германия*

<sup>3</sup>*Институт материаловедения и механики материалов, Гельмгольц-центр, Геестахт, Германия*

<sup>4</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН*

<sup>5</sup>*Башкирский государственный университет, Уфа  
dmitry.bachurin@kit.edu*

Зависимость энергии границы зерна от взаимной разориентировки между двумя кристаллитами приводит к появлению движущей силы, которая стремится повернуть их в состояние с меньшей энергией или же к полному их совпадению. Поскольку сумма вращательных моментов для каждого отдельного зерна в общем случае не равна нулю, то движущая сила для зёрненного вращения будет существовать и при отсутствии какой бы то ни было внешней деформации.

Настоящий доклад основан на работе, в которой была изучена кинетика вращения границ зёрен в бикристаллической тонкой плёнке содержащей границу наклона в рамках дискретно-дислокационного подхода [1]. Граница была бесконечна в одном направлении и имела конечный размер в перпендикулярном направлении. Процесс релаксации моделировался путём численного решения уравнений движения дислокаций составляющих стенку. Предполагалось, что переползание дислокаций контролируется диффузионным переносом вещества вдоль границы, а ядра дислокаций и свободные поверхности являются идеальными источниками и стоками для вакансий. Поля напряжений дислокации в тонкой плёнке рассчитывались с помощью модернизированного метода виртуальных поверхностных дислокаций [2], обеспечивающего выполнение всех граничных условий.

Было обнаружено, что разориентировка границы никогда не уменьшается до нуля, а процесс релаксации останавливается, когда в стенке остаётся 18 дислокаций. Полное время релаксации, необходимое для достижения этой метастабильной конфигурации, оказалось пропорциональным логарифму начального числа дислокаций (или начальному углу разориентировки бикристалла) и кубу длины границы. Метастабильными оказались также все дислокационные стенки содержащие меньше 18 дислокаций.

Такое метастабильное состояние может быть объяснено наличием отталкивающей силы действующей на головную дислокацию в стенке. Это утверждение может показаться несколько удивительным на первый взгляд, поскольку хорошо известно, что силы изображения, действующие на дислокацию вблизи свободной поверхности, носят притягивающий характер. Однако, как показали расчёты, отталкивание головной дислокации является следствием геометрии тонкой пленки, которая содержит две параллельные свободные поверхности, в отличие от полубесконечного случая. Таким образом, закономерности поведения дислокации в полубесконечном кристалле не могут быть автоматически перенесены на тонкую плёнку.

Результаты данной работы могут быть применены для анализа кинетики вращения наночастиц на подложке, а также для анализа стабильности зёрненных и субзёрненных границ в тонких металлических плёнках.

### Литература

1. *Bachurin D.V., Nazarov A.A., Weissmüller J. Grain rotation by dislocation climb in a finite-size grain boundary // Acta Materialia. 2012. V. 60. P. 7064-7077.*
2. *Gutkin M.Yu., Romanov A.E. Straight edge dislocation in a thin two-phase plate (I. Elastic stress fields) // Phys. Stat. Sol (a). 1991. V. 125. P. 107-125.*

## МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ОТЖИГА

Бродова И.Г.<sup>1</sup>, Ширинкина И.Г.<sup>1</sup>, Астафьев В.В.,<sup>1</sup> Петрова А.Н.<sup>1</sup>, Шорохов Е.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, Россия, г. Екатеринбург*

<sup>2</sup> *РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия, г. Снежинск*

brodova@imp.uran.ru

Целью настоящей работы является изучение термической стабильности субмикроструктурной структуры и устойчивости упрочнения в материалах на алюминиевой основе, деформированных ДКУП.

Для изучения термической стабильности деформированной структуры взяты образцы диаметром 14 мм и длиной 60 – 65 мм из сплава АМц после ДКУП (начальная скорость движения образцов  $V=300$  м/с, число циклов через два пересекающихся канала  $N=1$  и 4). Субмикроструктурное (СМК) состояние в сплаве В95 получено при ДКУП ( $V=150$  м/с и  $N=2$ ). Отжиги проводились в электропечи ПМ-1,0-7 при 150, 200, 300 и 400<sup>0</sup>С в течение 1-6 часов. Охлаждение на воздухе.

Определение стабильности размера зерна при нагреве СМК структур и оценка эволюции типов границ зёрен выполнены методами ПЭМ и СЭМ (EBSD). Микротвердость  $H_v$  измерена на приборе «ПМТ-3» при нагрузке 0,2 Н.

Проведено сопоставление постдеформационного поведения крупнокристаллических и СМК сплавов одного состава. На основании данных СЭМ построены гистограммы распределения зёрен по размерам и углов разориентировки кристаллитов. Определено соотношение малоугловых и большеугловых границ в структуре отожжённых сплавов.

Сравнение структурных и морфологических характеристик сплавов после деформации и после отжига позволяют заключить, что при нагреве деформированных материалов при всех температурах в течение 1 часа происходит только “возврат” неравновесных границ, а средний размер кристаллитов практически не меняется. Для сплавов разного состава были установлены температурные и временные параметры, при которых сохраняется размерная стабильность СМК структуры.

Показано, что постдеформационное поведение СМК сплава А3003, полученного ДКУП, отличается от поведения крупнокристаллического аналога, в котором уже при низкотемпературном нагреве активно идут процессы возврата и рекристаллизации.

По дюрOMETрическим исследованиям определены температурные интервалы, при которых сохраняются высокие значения твёрдости, свидетельствующие об устойчивости упрочнения в СМК сплавах. Так, сплав АМц сохраняет высокую твёрдость при нагреве до 300<sup>0</sup>С., а падение твёрдости до значений, соизмеримых с твёрдостью крупнокристаллического аналога, обнаружено только после отжига при 400<sup>0</sup>С.

В деформированном ДКУП сплаве В95 определена последовательность релаксационных процессов, включающих возврат, старение и рекристаллизацию при разных режимах отжига.

На основании полученных экспериментальных результатов предложены оптимальные режимы комбинированной обработки (ДКУП + т/о) с целью формирования дисперсной структуры и высоких значений механических свойств.

*Работа выполнена по бюджетной теме “СТРУКТУРА” и при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума УрО РАН (проект №12-И-2-2031).*

# ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ

Столяров В.В.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва  
vlstol@mail.ru

Известно, что при одновременном действии пластической деформации и тока в моно- и поликристаллах металлов проявляется электропластический эффект (ЭПЭ). Результаты исследований свидетельствуют, что ЭПЭ может наблюдаться не только в металлах, но и в интерметаллидных соединениях с ковалентной связью [1]. ЭПЭ вызывает повышение технологической пластичности, структурно-фазовые превращения, изменение механических и функциональных свойств [2]. Также было показано, что ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством материала и зависит от размера структурных элементов в сплаве и его фазового состава [3].

На примере титановых сплавов конструкционного (BT1-0, BT6) и функционального назначения (с памятью формы TiNi, композиционный сверхпроводник TiNb) исследуется влияние импульсного тока при растяжении и прокатке в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Анализируются такие характеристики, как прочность, деформируемость, степень деформационного упрочнения, амплитуда и направление скачков напряжения от ЭПЭ (рис.1), а также структурно-фазовые превращения (мартенситные, полиморфные).

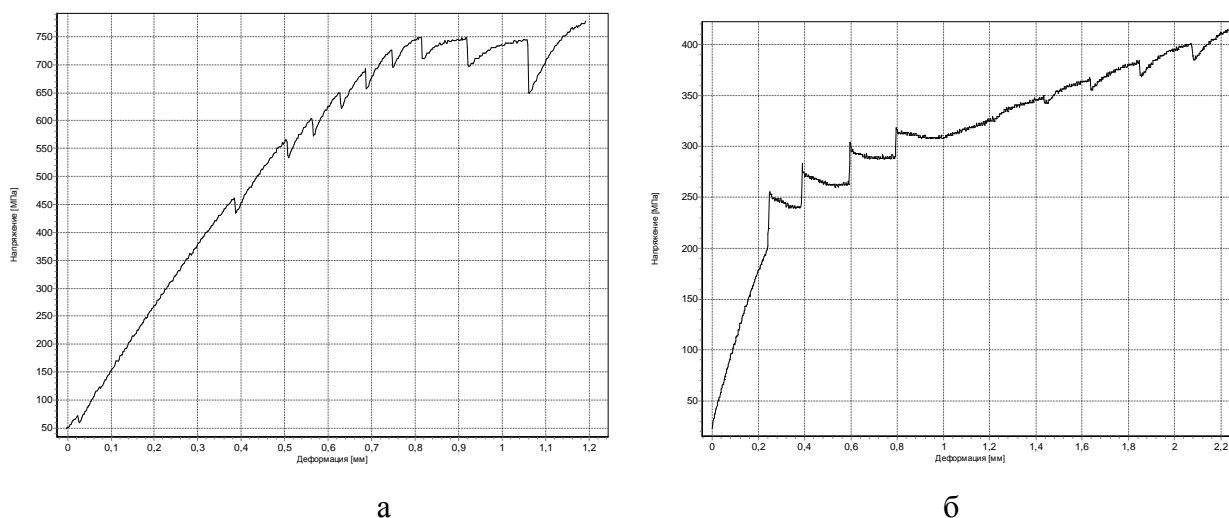


Рис.1. Диаграммы растяжения при воздействии тока в крупнозернистых сплавах BT1-0 (а) и TiNi (б).

## Литература

1. Сергеева А.Е., Угурчиев У.Х., Столяров В.В. Особенности микроструктуры и мартенситное превращение в сплаве TiNi с эффектом памяти формы, подвергнутом электропластической деформации, сб. тезисов УМЗНМ 2008, Уфа, С.270.
2. Столяров В.В. Влияние импульсного тока на деформируемость и упрочнение металлических материалов при прокатке // Деформация и разрушение материалов, 2013,11. С. 21-24.
3. Столяров В.В. Влияние химического и фазового состава на проявление электропластического эффекта в титановых сплавах // Известия РАН. Серия физическая, 2014. Т. 78. № 3. С. 356–358.

## РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ НЕРАВНОВЕСНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Назаров А.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН*  
AANazarov@mail.ru

Ультразвуковая обработка (УЗО) имеет многочисленные применения в обработке материалов. Ультразвуковая кристаллизация позволяет получать более мелкозернистую структуру поликристалла и улучшенные физико-механические свойства металлов и сплавов, чем обычное литье. Приложение ультразвука в процессах обработки давлением позволяет значительно снизить деформирующее напряжение. Путем ультразвуковой поверхностной обработки (УЗПО) осуществляется выглаживание и одновременное упрочнение поверхности деталей. Известно, что с помощью интенсивной УЗПО можно даже создавать нанокристаллическую структуру на поверхности металлов и сплавов.

Основной механизм воздействия ультразвука на структуру твердого тела заключается в том, что создаваемые им сдвиговые напряжения действуют на дислокации. При умеренных напряжениях повышается подвижность дислокаций, что приводит к акустопластическому эффекту - снижению деформирующего напряжения при приложении ультразвука. При высоких амплитудах ультразвука происходит размножение дислокаций, формирование различных дислокационных структур с соответствующим упрочнением материала.

Известно, что при воздействии ультразвука на деформированный металл происходит возврат - релаксация неравновесной дислокационной структуры, снижение внутренних напряжений, что подобно воздействию отжига. Однако, поскольку ультразвуковые напряжения избирательно действуют только на дефектную структуру кристалла, путем ультразвукового воздействия на неравновесные материалы можно получать другие структурные состояния, чем с использованием отжига.

В докладе будет сделан обзор работ, посвященных исследованию релаксирующего воздействия ультразвука на структуру и свойства сильнонеравновесных материалов - металлических стекол и наноструктурных материалов.

При воздействии ультразвука на металлические стекла происходит уменьшение свободного объема, структурная релаксация. При этом повышается твердость, модуль упругости стекол, а также термическая стабильность аморфной структуры.

УЗО объемных наноструктурных материалов, полученных методами пластической деформации, при умеренных амплитудах также приводит к релаксации структуры. Происходит релаксация неравновесных границ зерен, снижаются внутренние напряжения, объемы зерен очищаются от дислокаций. В результате создания более совершенной структуры ультрамелкозернистых поликристаллов происходит повышение их термической стабильности - в область более высоких температур смещается начало интенсивного роста зерен. Структурные изменения ярко проявляются в механических свойствах наноматериалов. После УЗО заметно повышается их пластичность. При этом, вопреки общей тенденции, не происходит снижения пределов текучести и прочности, а, напротив, эти характеристики тоже повышаются одновременно с пластичностью. После УЗО существенно повышается также ударная вязкость объемных наноматериалов. При всем этом рост зерен практически отсутствует.

Указанные изменения структуры и свойств объемных наноматериалов происходят только в определенном интервале амплитуды ультразвука, при выходе из которого в область высоких амплитуд начинается интенсивная генерация дислокаций и повышение степени неравновесности структуры материалов.

Таким образом, УЗО может быть эффективным методом модификации структуры металлических стекол и наноструктурных материалов.



## ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЕ РАЗДЕЛЕНИЕ СЛОЖНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ПЛАЗМЕ

Колесник В.Г., Урусова Е.В., Басова Е.С.

Институт ядерной физики АН РУз, г.Ташкент, тел.: (99871)2893592, факс: (99871)1503080  
kolesnik@inp.uz

Поэлементное разделение сложных соединений может быть выполнено с помощью известных физико-химических операций. Одним из наиболее современных методов является синтез с помощью электромагнитных преобразований, которые могут быть предварительно изучены на частотах, соответствующих микроволновому, инфракрасному и ультрафиолетовому диапазонам излучения, где расположены резонансные ионные и электронные спектры излучения и поглощения вещества. Механизмы резонансного поглощения и излучения являются наиболее эффективными механизмами фазовых переходов. Энергия поля разрушает кристаллическую решетку вещества. Для исследования была создана плазменная резонансная установка «Магнитный V диполь» (MVD) [1] с непрерывным удержанием плазмы в воздухе или минеральном сырье.

В работе представлена технология комплексного разрушения золошлаков, отходов тепловых электростанций с выделением полезных компонентов в виде концентрата металлов, кремнезема и глинозема на основе MVD. Золошлаки являются ценным минеральным сырьем, богатым кремнием, алюминием, железом ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , Fe вместе ~70%) и многочисленными примесями, среди которых Zn, Au, K, Co, Ni, Cr, La, Th, Ta, Ga, Rb и другие. При сжигании углей образуются упорные многокомпонентные соединения, мало растворяющиеся в кислотах. Учитывая огромные объемы производимой золы, необходимы промышленные технологии ее утилизации. Попутные редкоземельные и редкие металлы составляют около 35÷40% стоимости возможной прибыли, что может быть рентабельным при микроволновой обработке в плазме.

Были проведены сравнительные тестовые исследования зол Кемеровской и Беловской ТЭС (Кузбасэнерго). Образцы (рис.1) были подвергнуты химическому разложению и плазменной микроволновой обработке. Резонансный микроволновый метод путем спекания с содой в MVD, последующего выщелачивания в воде с добавлением слабых реагентов и магнитной сепарации позволяет расщепить золы на два основных состава: кремнезем, глинозем и попутные металлы (рис.2,3). В результате были получены ультрамелкозернистые порошки кремнезоля безводного (50-100 нм), глинозема (150-300 нм) и сыпучий концентрат металлов (зерна 0,1-0,3 мм) с развитой пористой поверхностью. Процесс доведения концентрата до необходимых технических характеристик упрощается, разделение достигается известными способами. Способ переработки минералов, золошлаков и других сложных соединений поддержан патентами [2,3].



Рис.1. Золошлаки



Рис.2. Кремнезем.



Рис.3. Концентрат металлов.

### Литература

1. Колесник В.Г., Урусова Е.В., Басова Е.С. Патент РУз №IAP 03701 от 13.05.2008г. «Способ получения ядерной энергии».
2. Колесник В.Г., Урусова Е.В., Басова Е.С. Патент РУз № IAP 03386 от 08.05.2007 «Способ освобождения благородных, редких и цветных металлов из сложных соединений минералов, шламов, отходов».
3. Колесник В.Г., Урусова Е.В., Басова Е.С., Трофимова Т.П., Улугмурадов С. Патент РУз № IAP 03868 от 20.01.2009г. «Способ переработки золошлаковых отходов».

## НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Утяшев Ф.З.<sup>1</sup>, Мухтаров Ш.Х.<sup>1</sup>, Сухоруков Р.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва  
ufz1947@mail.ru

На примере ГЦК металлов рассмотрена эволюция структуры при больших и интенсивных деформациях. В работе анализируются различные методы деформации, такие как равноканальное угловое прессование, прокатка и кручение под высоким давлением. Рассмотрены основные стадии эволюции структуры при интенсивной пластической деформации и последовательность образования зерен в структуре. Показано влияние механизмов деформации на процесс наноструктурирования. Проведено сравнение различных подходов в оценке накопленной деформации, необходимой для предельного измельчения зерен при интенсивной пластической деформации. Получены зависимости, позволяющие оценивать накопленную деформацию, прогнозировать размеры измельченных зерен и угловые разориентировки их границ. Обсуждается различие значений использованием для определения степени деформации разных составляющих тензора дисторсии. Обоснована важность применения принципа немонотонности для методов интенсивной пластической деформации. Немонотонность приводит к более полному использованию ресурса пластичности и к множественному пересечению большеугловых границ деформационного происхождения, что собственно и приводит к формированию мелких зерен.

В качестве примера обработки наноструктурированных материалов представлены результаты по разработке технологического процесса формообразования осесимметричных деталей ответственного назначения из дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов на основе никеля. Широкие возможности управления структурой и свойствами этих сплавов обеспечивают ротационные методы при формообразовании осесимметричных деталей [1].

Показана возможность инверсии механических свойств в таких сплавах от жаропрочных к сверхпластическим и, наоборот, путем деформационно-термической обработки, приводящей к радикальному изменению структуры и фазового состава.

Демонстрируются примеры разработки современного технологического оборудования, предназначенного для получения деталей из наноструктурированных жаропрочных сплавов [2]. Показано, как посредством этих методов можно изготавливать крупногабаритные диски газотурбинных двигателей с высокими эксплуатационными свойствами и какие термомеханические условия деформации должно обеспечивать оборудование для раскатки – дискораскатные станы.

### Литература

1. Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю., Афонин В.Л., Мулюков Р.Р., Назаров А.А. Ротационный метод и стан для изготовления дисков газотурбинных двигателей из жаропрочных никелевых сплавов // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2012. № 1. С. 109-116.
2. Sukhorukov R.Yu., Utyashev F.Z. Concepts of Automated Tooling Production for Processing Precise Forged Components out of High Temperature Alloys // Machines, Technologies, Materials. 2012. №8. P. 18-21.

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ПАРАМЕТРЫ СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>2</sup>, Мышляев М.М.<sup>3,4</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск

<sup>3</sup> Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

<sup>4</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва  
nokhrin@nifti.unn.ru

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований влияния рекристаллизационных отжигов на параметры соотношения Холла-Петча в ультрамелкозернистых (УМЗ) металлах и сплавах, полученных с использованием метода равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объектов исследования выступали УМЗ металлы и сплавы – медь различной чистоты (М0б, М1, М1ф), никель, железо, титан, а также квазиоднофазные алюминиевые и магниевые сплавы систем Al-Mg-Mn, Al-Mg-Sc, Mg-Al, Mg-Zn. Начальный средний размер зерна ( $d_0$ ) в УМЗ сплавах варьировался за счет изменения температуры РКУП от комнатной до 380 °С. Исследовались сплавы, подвергнутые не менее, чем N=4 циклам РКУП. Для исследования влияния миграции границ зерен на параметры соотношения Холла-Петча образцы УМЗ металлов подвергались отжигам на воздухе при температурах, превышающих температуру начала рекристаллизации (начала миграции границ зерен).

Для определения параметров соотношения Холла-Петча (предел текучести  $\sigma_T$ , предел макроупругости  $\sigma_0$ , коэффициент зернограницного упрочнения K) использовалась методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие [1]. Все испытания проводились при комнатной температуре.

Показано, что в случае накопления на границах зерен УМЗ металлов избыточной плотности дефектов и высокой диффузионной проницаемости границ зерен, в УМЗ материалах в состоянии после РКУП наблюдаются низкие значения коэффициента зернограницного упрочнения K в соотношении Холла-Петча. Зависимость предела текучести от размера зерна при этом имеет аномальный характер. Если же плотность дефектов в границах зерен СМК металлов мала, то зависимость предела текучести от размера зерна может быть описана с помощью соотношения Холла-Петча.

Экспериментально изучен эффект аномального упрочнения при отжиге УМЗ металлов, заключающийся в повышении предела макроупругости в интервале температур отжига, соответствующих температуре начала аномального роста зерен. Показано, что величина коэффициента Холла-Петча в условиях аномального роста зерен не остается постоянной и немонотонно зависит от температуры отжига. Установлено, что данный эффект связан с накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена модель влияния размера зерна и структурного состояния неравновесных границ зерен на параметры соотношения Холла-Петча в УМЗ металлах и сплавах.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

### Литература

1. *Нохрин А.В.* // Деформация и разрушение материалов, 2012, №11, с. 23-31.

# MICROSTRUCTURE FEATURES OF HIGHLY NEUTRON IRRADIATED BERYLLIUM

**Chakin V., Klimenkov M.**

*Karlsruhe Institute of Technology, Institute for Applied Materials – Applied Materials Physics,  
Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

vladimir.chakin@kit.edu

Beryllium will be used as a neutron multiplier material in the Helium Cooled Pebble Bed (HCPB) European concept of a breeding blanket of DEMO fusion reactor. During operation of the fusion reactor, the beryllium will be exposed to high dose irradiation by 14 MeV neutrons resulting in strong radiation damage of the beryllium microstructure which include mainly radiation-induced helium and tritium accumulations. To the expected end-of-life of the HCPB blanket, 2.6 at.% of helium and 0.06 at.% tritium can be produced in beryllium. The operation temperatures for beryllium in the blanket are planned to be of 673-923 K.

Long-term irradiation tests in research nuclear reactors yield information about the evolution of the beryllium microstructure under close-to-fusion conditions (temperature, damage dose, helium and tritium accumulations). Experiments for high-dose neutron irradiation of beryllium and subsequent investigations of its radiation-induced microstructure evolution by Transmission Electron Microscopy (TEM) and Optical Microscopy (OM) were performed at this study. The beryllium specimens have been irradiated in the SM research reactor in Dimitrovgrad, Russia at 343-473 K up to 20 dpa and at 686-968 K up to 18 dpa in the HFR testing reactor in Petten, the Netherlands. The TEM investigations were performed using an FEI Tecnai 20 FEG microscope with an accelerating voltage of 200 kV, the scanning unit for performing scanning TEM (STEM) equipped with a high-angle annular dark field (HAADF) detector, and an energy-dispersive X-ray (EDX) detector for elemental analysis and electron energy loss spectroscopy (EELS) for the detection of light elements, such as Be or O. The analytical (EELS and EDX) investigations were performed in a scanning TEM mode using a beam size of 1.5 nm.

Neutron irradiation produces microstructural defects such as vacancies and interstitials which result in the formation of dislocation loops or helium-filled bubbles and voids depending on irradiation temperature. Their characterization on the nano-scale is important to understand changes of mechanical and physical properties. In particular, quantitative characterization of the bubbles and voids allows for the calculation of swelling, i.e. beryllium specimen volume increase. At this study after high-temperature irradiation, gas bubbles in the form of disks of hexagonal shape were observed. By HRTEM investigations, it was found that the disks were oriented in the (0001) basal plane with a height directed along the [0001] “c” axis. TEM imaging of the bubbles depends on the orientation of the image plane that varies from a regular hexagon to an elongated shape as a line segment with an intermediate state as a rectangle. The orientation of the bubbles changes from grain to grain due to the differences in the grain orientation. With increasing irradiation temperature from 686 up to 968 K, the average diameters of the bubbles increase from 7.5 to 80 nm, the bulk densities accordingly decrease from  $4.4 \cdot 10^{22}$  to  $3.8 \cdot 10^{20} \text{ m}^{-3}$ , and swelling of the pebbles calculated using the bubble parameters increases from 0.6 to 6.5 %.

# РОЛЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В ФОРМИРОВАНИИ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОНОКРИСТАЛЬНОГО ЛОПАТОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ $\text{Ni}_3\text{Al}$ И ЖАРОПРОЧНОГО ДИСКОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Дроздов А.А.<sup>1</sup>, Поварова К.Б.<sup>1</sup>, Валитов В.А.<sup>2</sup>, Базылева О.А.<sup>3</sup>,  
Валитова Э.В.<sup>2</sup>, Овсянян С.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва.

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа.

<sup>3</sup>ФГУП ВИАМ, г. Москва.

drozdov@imet.ac.ru; valitov\_va@imsp.ru

Обоснован выбор материалов для дисков с лопатками или «блисков» (blades and disks), предназначенных для применения в новых авиационных газотурбинных двигателях (ГТД). В качестве материала лопаток предложены монокристаллы легких гетерофазных ( $\gamma'+\gamma$ ) сплавов типа ВКНА на основе интерметаллида  $\gamma'$ - $\text{Ni}_3\text{Al}$  с упорядоченной структурой, хорошая пластичность которых (на уровне  $\delta=15-40$  % во всем интервале температур 20-1100°C) обеспечивается присутствием 10-15 об. %  $\gamma$  твердого раствора с неупорядоченной г.ц.к. кристаллической решеткой. Обоснован выбор в качестве материала дисков новых жаропрочных деформируемых никелевых сплавов типа ЭП975, предназначенных для работы при температурах 800-850°C.

Показано, что наиболее эффективным методом для получения неразъемных соединений сплавов на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с высоколегированными жаропрочными никелевыми сплавами типа ЭП975 является разработанный в ИПСМ РАН новый процесс получения твердофазных соединений (ТФС) жаропрочных никелевых сплавов путём высокотемпературной (1100-1250°C) сварки давлением в вакууме на основе использования эффекта сверхпластичности. Получены ТФС гетерофазных ( $\gamma'+\gamma$ ) монокристаллов сплавов на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с никелевыми ( $\gamma+\gamma'$ ) и ( $\gamma+\delta$ ) дисковыми жаропрочными никелевыми сплавами (рис.1).

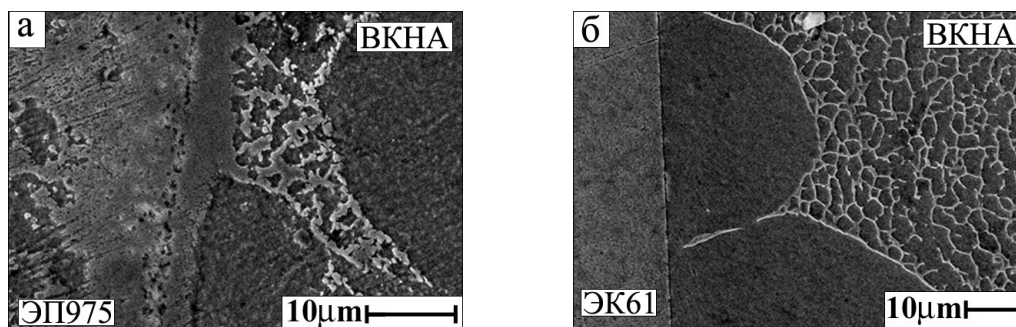


Рис. 1. Микроструктура зоны ТФС деформируемого сплава ЭП975 (а) и ЭК61 (б) с литым монокристаллическим сплавом типа ВКНА.

Впервые выявлены характерные особенности градиентных структур ТФС, полученных в условиях низко и высокотемпературной сверхпластичности при гомологических температурах  $\sim 0,6$  и  $0,9 T_{пл}$ , характер и направленность диффузионных процессов на стыке монокристаллов интерметаллидного сплава с деформируемым поликристаллическим сплавом. Впервые выявлены структурные изменения в монокристаллах интерметаллидного сплава в условиях осевого статического сжатия при температурах  $0,86-0,9 T_{пл}$ . Проведенный комплекс исследований позволил определить оптимальные параметры термомодеформационного воздействия для формирования указанных ТФС.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-12200\14.

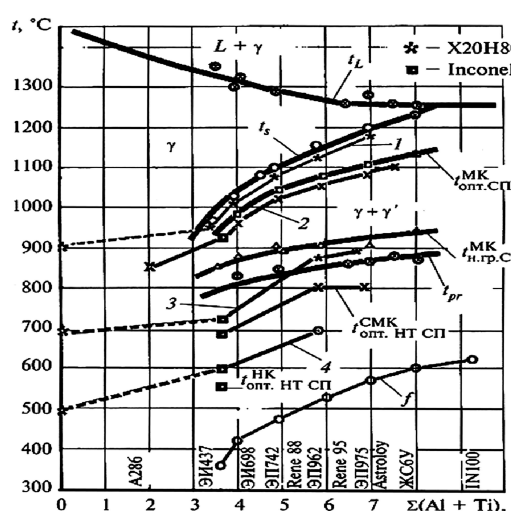
# ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕНИСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Валитов В.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
Valitov\_VA@imsp.ru

На основании многолетних исследований, проведенных в ИПСМ РАН, был разработан универсальный методологический подход к получению объемных и листовых полуфабрикатов из никелевых сплавов с УМЗ (МК и СМК) и НК структурой. Его сущность заключается в проведении интенсивной деформационно-термической обработки (ИДТО) с использованием преимущественно схемы всесторонней изотермическойковки (иликовки с последующей прокаткой) и постадийным снижением температуры обработки от 0,9-0,8Тпл до 0,6-0,5Тпл. Разработанный методологический подход реализован в ряде способов, научная новизна которых защищена патентами РФ № 2041284,2119842, 2269585, а также европейским патентом EP № 0 909 339 B1.

В приведенной на рис. 1. псевдобинарной диаграмме обобщены результаты исследований, отражающих влияние  $\gamma'$ -образующих элементов Al и Ti, определяющих количество выделяющейся в сплавах  $\gamma'$ -фазы, на температурные режимы получения МК (микродуплексной), СМК (субмикродуплексной) и НК (нанодуплексной) структур и СП деформации никелевых сплавов.



$t_{pr}$ ,  $t_s$  - температуры начала растворения и полного растворения  $\gamma'$ -фазы;  
 $t_L$  - температура плавления  $\gamma$ - твердого раствора;  
L - жидкий расплав,  $\gamma$  - однофазная область твердого раствора  $\gamma$ - фазы;  
 $\gamma + \gamma'$  - двухфазная область  $\gamma$  и  $\gamma'$  фаз.  
 $t_{MK}^{opt. СП}$ ,  $t_{MK}^{opt. н.гр. СП}$  - оптимальная температура и нижняя температурная граница проявления СП в сплаве с МК структурой;  
 $t_{SMK}^{opt. НТ СП}$ ,  $t_{NK}^{opt. НТ СП}$  - оптимальная температура проявления низкотемпературной СП сплавов с СМК и НК структурой;  
 $f$  - объемная доля упрочняющей  $\gamma'$ -фазы

Рис. 1. Влияние  $\gamma'$ -образующих элементов Al и Ti на температурные режимы получения МК, СМК и НК структур и СП деформации никелевых сплавов. Кривая 1 - температуры обработки, при которых в сплавах формируется МК структура матричного типа. Кривые 2, 3 и 4 - оптимальные температуры, при которых ИДТО приводит к формированию МК, СМК и НК структур дуплексного типа: соответственно микродуплекс, «субмикродуплекс» и «нанодуплекс». Пунктиром обозначены участки кривых с прогнозируемыми температурными режимами обработки.

Практический опыт использования ранее разработанной номограммы в совокупности с вышеприведенной псевдобинарной диаграммой свидетельствует об эффективности прогнозирования конкретных термомеханических режимов получения МК, СМК и НК структурных состояний в дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавах. Это позволяет многократно уменьшить объем исследований при разработке режимов обработки по новым сплавам и тем самым значительно снизить материало- и трудозатраты.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-12200\14.

# ЭВОЛЮЦИЯ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНО- И МИКРООБЪЕКТОВ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ

Дорогов М.В., Викарчук А.А., Романов А.Е.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*  
maxim@tltsu.ru

Пентагональные металлические объекты вызывают большой практический и теоретический интерес. Это обусловлено их особой кристаллографией, внутренним строением, наличием в них дефектов дисклинационного типа, а значит большой упругой внутренней энергией [1]. Термообработка способна инициировать различные процессы, связанные с релаксацией запасенной энергией. Исследованию таких превращений в пентагональных металлических объектах и посвящена настоящая работа.

Пентагональные металлические микро- и нанообъекты, в частности, стержни, трубки, бакеболы, получали по авторской методике [2] методом электроосаждения меди при низких перенапряжениях. Отжиг осуществляли в вакууме и различных атмосферах (воздух, азот, кислород, аргон) при температурах до 1100° С. Влияние температурных полей исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, сканирующей ионной микроскопии и рентгеновской дифракции.

Экспериментально установлено, что при определенной температуре отжига в нитевидных пентагональных кристаллах и икосаэдрических малых частицах (ИМЧ) формируется внутренняя полость. Отжиг ИМЧ на воздухе и кислороде при температурах 250 - 500° С приводит к образованию вискеро́в на поверхности [3], причем их максимальная концентрация наблюдается при 400° С. Отжиг при более высокой температуре приводит к формированию пористой структуры. Показано, что ведущая роль в таких превращениях принадлежит дисклинации и неравновесным вакансиям, образующимся в процессе электроосаждения и последующего отжига. Механизм образования и роста нанопор и вискеро́в на поверхности ИМЧ описан в работах [3], а их структура и свойства в [4]. Возникновение в медных ИМЧ крупных внутренних полостей (80 – 90 % их объема) при отжиге зафиксировано экспериментально, но теоретического обоснования пока не имеет.

Таким образом, с помощью отжига из пентагонального стержня и ИМЧ можно сформировать нанообъекты с развитой поверхностью, например, в форме микротрубки или полой микрочастицы с наноразмерной оболочкой или частицы «ежи» с высокой удельной поверхностью. Такие объекты имеют потенциально высокую область применения в катализе, электронике и в качестве сорбентов.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-00221.*

## Литература

1. *Gryaznov V.G., Heydenreich J., Kaprelov A.M., Nepijko S.A., Romanov A.E., Urban J.* Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // *Crystal Research and Technology.* – 1999. Vol. 34. P. 1091-1119.
2. *Викарчук А. А., Воленко А. П.* Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения // *Физика твёрдого тела.* 2005. Т. 47. Вып. 2. С. 339 – 344.
3. *Викарчук А.А., Дорогов М.В.* Особенности эволюции структуры и морфологии поверхности икосаэдрических частиц меди в процессе отжига // *Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики.* 2013. Т. 97. № 10. С. 682 – 686.
4. *Абрамова А.Н., Дорогов М.В., Vlassov S., Kink I., Дорогин Л.М., Lõhmus R., Романов А.Е., Викарчук А.А.* Нановискеро́в оксида меди: методика получения, особенности структуры и механические свойства // *Физика и механика материалов.* 2014. Т. 19. С. 88-95.

## ПОЗИТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЕФЕКТОВ ВАКАНСИОННОГО ТИПА ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ

Кузнецов П.В.<sup>1,2</sup>, Бордулев Ю.С.<sup>1</sup>, Лаптев Р.С.<sup>1</sup>, Лидер А.М.<sup>1</sup>, Миронов Ю.П.<sup>2</sup>,  
Толмачев А.И.<sup>2</sup>, Корзников А.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>3</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

kpv@ispms.tsc.ru

Известно, что в субмикроструктурных (СМК) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации, часть энергии деформации запасается в виде дефектов различной размерности: границ разнообразного типа, дислокаций, вакансий. При нагревании СМК материалов происходит релаксация избыточной энергии в результате нескольких кинетических процессов, параметры которых определяются энергией активации миграции соответствующих дефектов. Для детального понимания роли различных дефектов в формировании структуры и свойств СМК материалов при отжиге необходимы методы, обладающие высокой чувствительностью и избирательностью к ним.

В настоящей работе с помощью аннигиляции позитронов (АП) и рентгеноструктурного анализа (РСА) исследовали отжиг дефектов вакансионного типа в СМК никеле, полученном методом равноканального углового прессования (РКУП).

Анализ спектров времени жизни позитронов (СВЖ) показал, что в свежеприготовленных образцах СМК никеля большинство позитронов (> 99%) аннигилируют с характерными временами жизни  $\tau_2 \sim 165$  пс и  $\tau_3 \sim 230$  пс, соответствующих захвату позитронов дислокационными дефектами и вакансионными комплексами.

Установлено, что вакансионные комплексы проявляют высокую стабильность в СМК никеле. Их размеры уменьшаются в процессе отжига и достигают минимума ( $N \sim 4$  вакансии) при  $T=300^\circ\text{C}$ , однако после отжига при  $T=360^\circ\text{C}$  вновь наблюдается рост их размеров.

Поведение  $S$  и  $W$  – параметров, полученных в результате обработки спектров доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ) позитронов, в зависимости от температуры указывает на отжиг дефектов вакансионного типа и изменение их ближайшего химического окружения. Из наклона зависимости  $W$ -параметра от  $S$ -параметра ( $S = f(W)$ ) определяли  $R$  - параметр, который не зависит от концентрации дефектов, а определяется только их типом. Были обнаружены два участка наклона зависимости  $S = f(W)$  в интервалах температур  $\Delta T = (23 - 180)^\circ\text{C}$  и  $\Delta T = (180 - 360)^\circ\text{C}$ , что соответствует двум значениям  $R$ -параметров ( $R_1, R_2$ ) и двум преобладающим типам дефектов – ловушек позитронов.

Анализ полученных данных позволил идентифицировать основные дефекты, ответственные за захват позитронов в указанных интервалах температур. В интервале температур  $\Delta T = (20 - 180)^\circ\text{C}$  происходит перемещение малоугловых границ, которые увлекают за собой примеси, содержащиеся в объеме кристаллитов, и обеспечивают рост размера субзерен. Поэтому основным центрам захвата позитронов, соответствующими  $R_1$  параметру, сопоставлены малоугловые границы, обогащенные примесями.

Показано, что в процессе отжига образцов СМК никеля при  $T > 240^\circ\text{C}$  происходит рекристаллизация in-situ. Зерна растут вследствие перемещения малоугловых границ, что обеспечивает сохранение текстуры деформации и приводит к уменьшению микроискажений, измеренных методом РСА. Поэтому основным центрам захвата позитронов, соответствующими  $R_2$  параметру в интервале температур отжига  $\Delta T = (180 - 360)^\circ\text{C}$ , сопоставлены малоугловые границы.

Таким образом, в настоящей работе, на примере СМК никеля, полученного методом РКУП, показана высокая эффективность метода позитронной аннигиляции для исследования отжига дефектов вакансионного типа в металлах с субмикроструктурной структурой.



## ТОНКИЕ ПЛЕНКИ $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ , ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ

Джафаров М.А., Джахангирова С.А., Джафарли Р.

*Бакинский государственный университет, г. Баку, Азербайджан  
maarif.jafarov@mail.ru*

Среди перспективных преобразователей солнечной энергии особое место занимают преобразователи на основе четверных соединений меди  $\text{Cu}_2\text{ZnSn}(\text{S},\text{Se})_4$  (CZTS, CZTSe) со структурой кестеритов.

Тонкие пленки соединений  $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$  (CZTS) получали методом одностадийного электроосаждения из буферных растворов электролитов, со-

державших 0.02 М  $\text{CuCl}$ , 0.01 М  $\text{ZnCl}_2$ , 0.02 М  $\text{SnCl}_4$  и 0.02 М  $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ . В качестве раствора-комплексообразователя и буфера использовали смеси 0.2 М трехзамещенного цитрата натрия и 0.1 М винной кислоты ( $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_2\text{Tart}$ ) или 0.2 М трехзамещенного цитрата натрия и 0.1 М лимонной кислоты ( $\text{Na}_3\text{Cit} + \text{H}_3\text{Cit}$ ), pH среды поддерживалась в диапазоне 5—5,5.

Синтез пленок проводился в трехэлектродной электрохимической ячейке. Рабочий электрод - подложка стекло/Мо или стекло/ITO ( $\text{In}_2\text{O}_3\text{-SnO}_2$ ) Электрод сравнения — 3М хлорсеребряный электрод (ХСЭ), контрэлектрод — графит. Исследование особенностей электрохимического осаждения проводилось при помощи потенциостата/гальваностата. Электроосаждение проводили при комнатной температуре в течение 45 минут при постоянном потенциале. Образцы отжигали при  $T=450^\circ\text{C}$  в течение 30-60 мин в атмосфере серы. Синтезированные пленки исследовали методами РФА (ДРОН-4, излучение  $\text{Cu-K}\alpha$ ), сканирующей электронной микроскопии (Zeiss LEO SUPRA 25) и оптической спектроскопии (Shimadzu UV-3101PC).

Для исследования элементного состава использовали метод рентгенофлуоресцентного анализа («Х-Арт» СОМПА). Для регистрации фотоактивности получаемых пленок CZTS использовали фотоэлектрохимический метод, основанный на переносе заряда между фотоэлектродом (образец CZTS) и контрэлектродом в специально подобранном электролите. Для всех образцов CZTS были получены вольтамперные зависимости в водном растворе  $\text{Eu}^{3+}$  в условиях прерывистого освещения ( $100 \text{ mW/cm}^2$ ) при потенциалах от  $-1,0\text{V}$  до  $+0,5\text{V}$ .

Были получены вольтамперограммы и проанализированы серии образцов CZTS с шагом потенциала 50 mV: от  $-0,9$  до  $-1,10\text{V}$  для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_2\text{Tart}$  раствора и от  $-0,90$  до  $-1,20 \text{ V}$  для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_3\text{Cit}$  раствора. Потенциалы полувольтны отличаются для цитратно-тарtratной и цитратной буферной смеси. На основании этих данных для образцов CZTS ( $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_2\text{Tart}$ ) был выбран  $E = -1,02\text{V}$ , а для CZTS ( $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_3\text{Cit}$ )  $E = -1,14\text{V}$ .

Анализ данных РФА позволил установить, что минимальное содержание примесных фаз характерно для пленок, полученных при  $E = -1,02\text{V}$  для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_2\text{Tart}$  раствора, и в диапазоне от  $-1,09$  до  $-1,140\text{V}$  для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_3\text{Cit}$  раствора. Оба типа пленок готовили с отжигом в атмосфере серы. Полученная пленка состоит из наночастиц размером  $\sim 50$  нм, образующих конгломераты  $\sim 600$  нм. Толщина полученной пленки составила около 500—600 нм. Исследованы зависимости в координатах  $(\alpha h\nu)^2 - h\nu$  для образцов CZTS, осажденных при  $E_{\text{осажд.}} = -1,02 \text{ V}$  (для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_2\text{Tart}$  раствора) и  $E = -1,140 \text{ V}$  (для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_3\text{Cit}$  раствора), которые позволяют оценить ширину запрещенной зоны для полученных образцов. Экстраполяция прямой линии до пересечения с осью  $x$  ( $\alpha=0$ ) определяет значение ширины запрещенной зоны  $E_g$ . Как видно из рисунка, ширина запрещенной зоны у образцов, осажденных при  $E_{\text{осажд.}} = -1,02\text{V}$  (для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_2\text{Tart}$  раствора) и  $E_{\text{осажд.}} = -1140 \text{ mV}$  (для  $\text{Na}_3\text{Cit}+\text{H}_3\text{Cit}$  раствора) оказалось в области 1.5-1.6 эВ.

# **ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В АЛЬТЕРНАТИВНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ**

**Спицын Б.В., Вольфкович Ю.М., Фомкин А.А., Цивадзе А.Ю.**

*Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фrumкина РАН, Москва  
bspitsyn@yahoo.com*

Углерод находится лишь на 17-м месте по своему содержанию в земной коре, однако по значению для жизни и для человечества он, вне сомнения, входит в первую пятерку наиболее важных элементов. Весьма значительные перспективы, пока лишь в малой мере используемые, открыты для углерода в интенсивно и широко развиваемом наноматериаловедении.

В настоящее время общепризнана необходимость исследований и разработок, с целью использования в научной и производственной практике различных функциональных свойств наноразмерного и наноструктурированного углерода [1].

В настоящем сообщении будут рассмотрены на ограниченном числе примеров основные особенности и некоторые перспективы применения наноразмерного и наноструктурированного углерода для получения, преобразования, хранения, рекуперации и экономии энергии как в альтернативной, так и в некоторых областях традиционной энергетики. Особого внимания заслуживает наноструктурированный углерод в качестве компонента суперконденсаторов. Уже достигнута емкость с использованием высокопористых углеродных электродов на уровне 1560 Кл/г [2]. Значительное повышение ресурса топливных элементов обеспечивают нанотолщинные алмазные полупроводниковые покрытия, вследствие их высокой стойкости к окислению.

В докладе будут рассмотрены и обсуждены другие возможности и перспективы генерации, преобразования, хранения, рекуперации и экономии энергии с использованием различных фазовых состояний наноразмерного и наноструктурированного углерода.

## Литература

1. Спицын Б.В., Фомкин А.А., Цивадзе А.Ю.. 8-я Межд. конф. – Углерод: фундаментальные проблемы науки, материаловедение, технология. Сб. тезисов докладов. М. 20012. СС. 468-474.
2. Вольфкович Ю.М., Михалин А.А., Бограчев Д.А., Сосенкин В.Е.. Электрохимия. 2012. Т. 48. № 4. СС. 467-477.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ КРЕМНИЯ В СРЕДЕ АЗОТА

**Касмамытов Н.К., Кайрыев Н.Ж.**

*1- Институт физико-технических проблем и материаловедения Национальной академии  
наук Кыргызской Республики*

*2-Кыргызско-Российский Славянский Университет им. Б.Н.Ельцина, г. Бишкек*

nurkas@mail.ru

Ранее в работах [1,2] были экспериментально изучены особенности реакционного спекания nano- и ультрадисперсных порошков кремния в среде азота, где детально исследованы закономерности формирования структуры и физико-химические свойства, а также исследована кинетика реакционного спекания.

В настоящей работе представлял интерес (на основе ранее проведенных исследований [1,2]) разработать одномерную нестационарную модель реакционного спекания порошков кремния в атмосфере азота при радиационном нагреве.

Модель включает в себя нестационарные уравнения баланса энергии в образце и непрерывности газа, записанные в цилиндрической системе координат с учетом осевой симметрии. Учитываются процессы теплопроводности, диффузии азота сквозь поры шликерного брикета опытного материала, поглощение азота и выделение тепла в ходе реакции.

В докладе будут представлены расчётные результаты по данной модели, в частности, расчеты по распределению температуры и тепловыделение в образце с учетом теплоты реакции и протекание химической реакции с учетом диффузии газа. Данная модель позволяет рассчитать влияние различных параметров на процесс реакционного спекания образцов в среде азота. В качестве примера проводится численный расчет эволюции характеристик процессов радиационного нагрева и реакционного синтеза порошков кремния в среде азота.

### Литература

1. Н.К. Касмамытов. Утилизация отходов кремниевого производства: технология, керамика, структура, свойства и применение // Бишкек, изд-во ОсОО «Белек». 2010. 236 с.
2. Н.К. Касмамытов. Структурообразование керамокомпозиционного материала на основе нитрида кремния. // Бишкек: Изд-во КРСУ, 2011. – 90с.

# ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА УПРУГИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск  
savnick@ispms.tsc.ru*

В последнее время наблюдается повышенный интерес к исследованию структуры и свойств пористых керамических материалов, обусловленный все более расширяющимися областями их практического применения. Известно, что пористость хрупких материалов может значительно влиять на их физические свойства, в том числе, на эффективные модули Юнга и сдвига, а также на коэффициент Пуассона, являющимися важнейшими характеристиками современных материалов.

Цель настоящей работы – изучение взаимосвязи между такими параметрами как пористость, предел прочности, эффективными модулями Юнга и сдвига, измеренными в процессе механического нагружения при сжатии и сдвиге, а также связи этих параметров с процессами деформации и разрушения керамики на основе диоксида циркония и оксида алюминия.

Керамику  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$ -MgO с разным значением пористости (10-70%) изготавливали методами порошковой металлургии из порошков  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$ -3вес.% MgO, полученных путём термического разложения водных растворов азотнокислых солей металлов в плазме высокочастотного разряда. Исследования просвечивающей и растровой электронной микроскопии показали, что частицы порошка керамики имели форму полых сфер размером 1 - 6 мкм с монослойными поликристаллическими стенками, размер кристаллитов в которых составлял величину порядка 20-40 нм. Требуемую пористость в керамике обеспечивали спеканием образцов на воздухе в диапазоне температур от 1000 до 1650°C в течение 1 часа.

Анализ кривых напряжение-деформация пористой (в диапазоне пористости от 18 до 70%) керамики из оксида алюминия показал, что при деформации сжатием и сдвигом имеет место переход от типично хрупкого разрушения для относительно плотной керамики ( $\leq 20\%$  пористости) до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости (выше 50%). Отличие в деформационном поведении керамики  $ZrO_2$ -MgO состояло в том, что переход от типично хрупкого состояния для относительно плотной керамики до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости осуществлялся при меньшем уровне пористости, по сравнению с керамикой  $Al_2O_3$ . Значения эффективных модулей упругости, сдвига и коэффициента Пуассона уменьшаются с увеличением объёма порового пространства керамик  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$ -MgO, что коррелирует с появлением множественного растрескивания в ходе деформации керамики с большим уровнем пористости.

При деформации высокопористой керамики, полученной в настоящей работе, на деформационной кривой вслед за начальным участком упругой деформации следует “плато” с чередующимися участками падения и роста напряжений с увеличением деформации. За условный предел текучести было выбрано значение напряжения, при котором вслед за линейным участком на кривой “напряжение-деформация” следует “плато”. Обнаружены корреляции между значениями коэффициента Пуассона и псевдопластическими свойствами (условным пределом текучести и деформацией, соответствующей условному пределу текучести) пористых керамик  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$ -MgO. Показано, что деформация сжатием приводит к формированию во внутреннем объёме образцов керамики областей разрушения в виде конусов, размер и местоположение которых зависит от объёма порового пространства.

# ПОЛУЧЕНИЕ СТАБИЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ МОНООКСИДА НИОБИЯ МЕТОДОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО РАЗМОЛА

Валеева А.А.<sup>1,2</sup>, Ремпель А.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН, 620990 г. Екатеринбург,  
ул. Первомайская 91, Россия

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
620002 г. Екатеринбург, ул. Мира 19, Россия  
valeeva@ihim.uran.ru

В данной работе проведена фрагментация нестехиометрического монооксида ниобия с помощью высокоэнергетического размола. Монооксид ниобия привлекает интерес не только как интересный структурный объект, содержащий структурные вакансии сразу в двух подрешетках одновременно, но и с практической стороны, поскольку оксидные наночастицы привлекают большое внимание создателей устройств, работающих на квантовых эффектах [1]. В связи с этим, становится актуальным получение стабильных наночастиц.

Фрагментация крупнокристаллического порошка монооксида ниобия  $NbO_{1.00}$  и стабилизация наночастиц осуществлена с помощью высокоэнергетического размола в шаровой планетарной мельнице Retsch PM 200. Время размола варьировалось до 480 минут с использованием стабилизирующих размольных жидкостей - изопропиловый спирт  $CH_3CH(OH)CH_3$ , и ПАВы, полиэтиленгликоль 400 -  $H(OCH_2CH_2)_nOH$  (ПЭГ-400) и четвертично аммониевая соль - тетрабутиламмоний йодистый  $(C_4H_9)_4N^+I^-$  (ЧАС) совместно с ПЭГ-400.

Структуру фрагментированных порошков изучали методом рентгеновской дифракции и методом сканирующей электронной микроскопии (SEM) высокого разрешения. Размерный и деформационный вклады в уширение рефлексов определяли методом Вильямсона-Холла [2] из спектров рентгеновской дифракции. Размеры частиц монооксида ниобия, определенные двумя разными методами, рентгеноструктурным и электронно-микроскопическим, согласуются между собой.

Анализ рентгеновских дифракционных спектров показал, что при использовании изопропилового спирта в качестве размольной жидкости, величина ОКР размолотых порошков монооксида ниобия изменяется от 222 до 21 нм при размоле до 480 мин, а микродеформации  $\varepsilon$  изменяются от  $2.06 \cdot 10^{-5}$  до 0.36 %. При использовании в качестве ПАВ ПЭГ-400 величина ОКР уменьшается до 46 нм, а величина микродеформации увеличивается до 0.21 %. Результаты размола порошка монооксида ниобия при использовании в качестве размольной жидкости ПЭГ-400 и ЧАС следующие: величина ОКР достигает до 60 нм, а величина микродеформации увеличивается до 0.19 %. Для фрагментации использован следующий режим высокоэнергетического размола: длительность размола 30, 60, 120, 240 и 480 минут.

Таким образом, в данной работе получены порошки монооксида ниобия со стабильными наночастицами. Стабильность фрагментированных наночастиц после размола обеспечило использование специальных ПАВ.

*Работа поддержана проектом УрО РАН № 12-П-234-2003, выполняемого в рамках программы Президиума РАН № 24 «Фундаментальные основы технологий наноструктур и наноматериалов».*

## Литература

1. Schöllmann V., Johansson J., Andersen K., Haviland D.B. Coulomb blockade effects in anodically oxidized titanium wires // J. of Applied Physics. 2000. V. 88. № 11. P. 6549-6553.
2. Hall W. H. X-ray line broadening in metals // Proc. Phys. Soc. London. Sect.A. 1949. V.62. part 11. No 359A. P.741-743.

## ПРИСОЕДИНЕНИЕ ОТДЕЛЬНЫХ АТОМОВ К НАНООБЪЕКТАМ (НАНОКРИСТАЛЛАМ, МОЛЕКУЛАМ)

Титоров Д.Б.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск  
titorovdb@mail.ru

В современной литературе описаны разнообразные типы межатомной связи (ионной, ковалентной, металлической, водородной, многоцентровой и других). Но вопросы о том, как возникают силы, которые обеспечивают смещения атомов в конкретном направлении и сближение их до конкретного расстояния не рассматриваются. Не обсуждаются и вопросы о том, какие силы в дальнейшем удерживают атомы на определенном межатомном расстоянии один от другого, сохраняя атомарную структуру материала стабильной. Не анализируются и вопросы о возникновении сил, которые смещают каждый атом в конкретном направлении и на определенное расстояние при преобразованиях атомарных структур конденсированных веществ в результате внешних воздействий (механических, тепловых, полевых).

В докладе поставленные вопросы обсуждаются на основе модели самоорганизации взаимно проникающих атомов [1, 2].

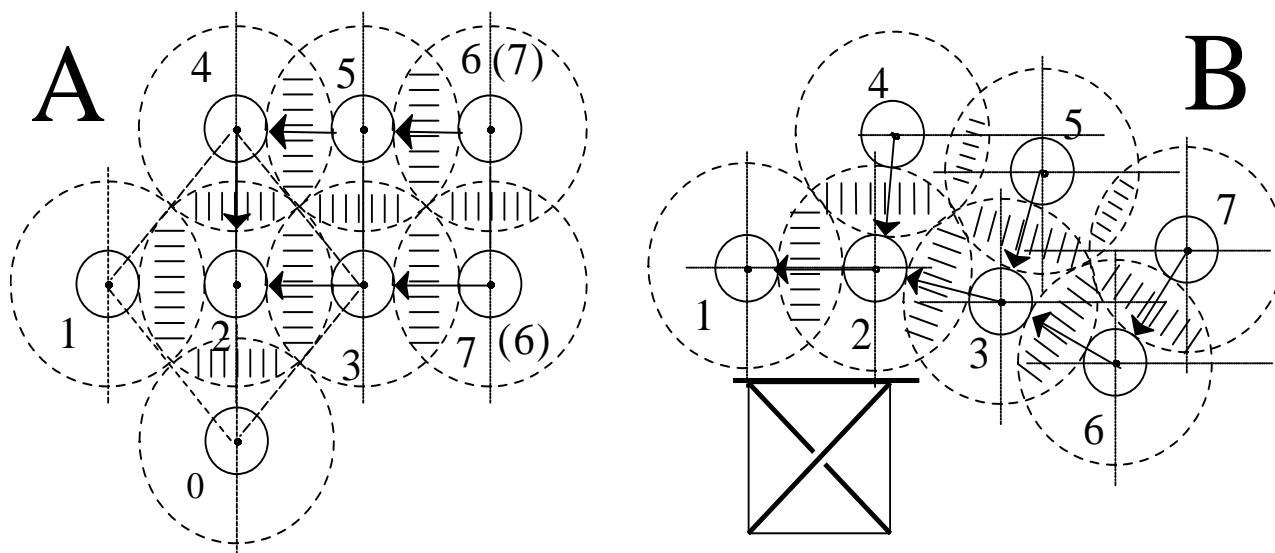


Рис. 1. Изменение формы нанобъекта (нано кристалла или молекулы) при изменении условий присоединения атомов. Стрелки показывают смещения атомов кулоновскими силами, которые возникают между зарядами протонов ядер, не компенсированных внутренними электронами, и проникшими куполами зарядовых сфер атомов (пунктирные круги), на которых равномерно распределен заряд внешних электронов атома.

А) Атомы 1 и 3 максимально, до соприкосновения с областью внутренних электронов (сплошные кружки) взаимно проникли (заштрихованы области парного взаимного проникновения) сблизились с атомом 2, поэтому атомы 0 и 4 не могут максимально сблизиться с атомом 2. Сформировался зародыш правильного кристалла.

В) Нет атома 0, поэтому все три атома 1, 3 и 4 максимально сближаются с атомом 2, формируя ячейку-зародыш для роста изогнутого нанобъекта.

Литература

1. Титоров Д.Б. Формирование плоских и пространственных структур из сферических тел с взаимопроницаемыми оболочками // Кристаллография. 2001. № 1. С. 25.
2. Титоров Д.Б. Самоорганизация атомов в наноструктуры // Материаловедение. 2011. № 12. С. 2.

# ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg<sup>1</sup>

Киселева С.К., Астанин Вас.В., Гареева Л., Бычков В.М., Медведев А.Ю.,  
Мусин Ф.Ф., Александров И.В.

*ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
nurieva\_s@mail.ru*

Линейная сварка трением (ЛСТ) является одной из ведущих и важнейших технологий в современной авиадвигателестроительной промышленности. Она была запатентована еще в 30-е годы 20в, однако сложность в реализации была связана со сложностью постройки машины, осуществляющей ее. Технический прогресс позволил строить машины, реализующие указанную схему, и в публикациях последних лет линейная сварка трением освещена достаточно хорошо, особенно в части сварки жаропрочных титановых сплавов и сталей. Важными параметрами ЛСТ являются усилие сварки, усилие проковки, амплитуда колебаний, частота и величина осадки. Так величина осадки обеспечивает чистоту соединяемых поверхностей и сближение их на расстояния, необходимые для схватывания. Не менее важным фактором является исходное состояние материала.

В связи с этим целью данной работы явилось изучение влияния исходного состояния образцов из алюминиевого сплава на микроструктурные изменения и механические свойства после ЛСТ. В качестве материала исследования был выбран термически упрочняемый деформируемый алюминиевый сплав системы Д16Т, который относится к системе Al-Cu-Mg.

Линейной сварке трением подвергались образцы после – закалки с последующим естественным старением (состояние 1) и после закалки (состояние 2). Исходные образцы были в форме параллелепипедов с длиной 40 мм и с поперечным сечением 13×26 мм. Основные параметры сварки были выбраны с учетом возможностей установки.

Результаты исследований показали, что при линейной сварке трением образцов из алюминиевого сплава Д16Т в двух исходных состояниях формируется бездефектное сварное соединение. Условно выделяются три характерных зоны сварного соединения с различными микроструктурами: 1 – зона сварного шва, 2 – зона термомеханического влияния и зона 3 – зона основного металла. Зоны различаются по травимости, размерам и форме зерен.

Зона основного металла характеризуется ярко выраженной текстурой. Исходные матричные зерна вытянуты в направлении прокатки, предшествующей линейной сварке трением. Границы зерен прямолинейные, в некоторых местах наблюдается волнистость границ. В зоне термомеханического влияния наблюдается разворот зерен в направлении, параллельном плоскости соединения. Кроме того, в этой области наблюдается появление равноосных зерен. В зоне шва не наблюдаются границы зерен. Зона матовая, однородная.

Методами оптической металлографии не удалось выявить различия в микроструктуре образцов после ЛСТ в состоянии 1 и состоянии 2. Наблюдается лишь разница в протяженности термомеханической зоны, которая оказалась выше для исходного закаленного состояния (состояние 2).

Распределение микротвердости в зоне шва зависит от исходного состояния образцов перед сваркой. Для образца с исходной закаленной структурой (состояние 2) наблюдается пик микротвердости в зоне шва. Для образца состояния 1 микротвердость в зоне шва и в зоне термомеханического влияния не отличается от основного металла.

---

<sup>1</sup> Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта ФГБОУ ВПО УГАТУ и ОАО «УМПО» «Разработка и промышленное освоение координируемых технологий высокоточного формообразования и поверхностного упрочнения ответственных деталей из Al- сплавов с повышенной конструкционной энергоэффективностью», реализуемого в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.

# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУР, ОСАЖДЕННЫХ ИЗ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА

Смоланов Н.А., Кяшкин В.М., Неверов В.А., Мишкин В.П., Пыненков А.А.

Мордовский государственный университет им. Н. П. Огарева, Саранск  
smolanovna@yandex.ru

Процессы формирования наночастиц при распылении катода вакуумной дугой представляют интерес с позиций физики и химии плазмы, материаловедения, физики конденсированного состояния.

В работе исследовался элементный, фазовый и гранулометрический состав микрочастиц в виде порошков, полученных из плазмы дугового разряда при распылении титана в атмосфере реакционных газов. Рентгенографические исследования атомно-кристаллической структуры и фазового состава проводили на дифрактометре PANalytical Empyrean в медном фильтрованном излучении (рис.1) после ситового анализа микрочастиц на ячейках с размерами 20, 63, 100, 140 и 180 мкм.

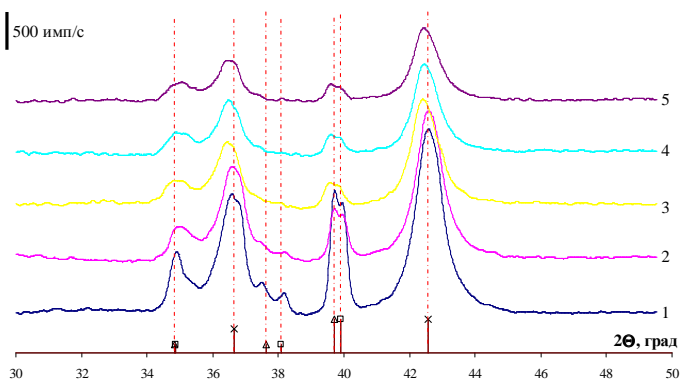


Рис. 1. Участки рентгеновской дифракционной картины от порошков различного размера (1 – 20 мкм; 2 – 63 мкм; 3 – 100 мкм; 4 – 140 мкм; 5 – 180 мкм). Внизу - штрих-рентгенограмма согласно данным картотеки PDF-2 (x - δ-TiN; □ - α-Ti; Δ - α-Ti<sub>0.83</sub>N<sub>0.17</sub>)

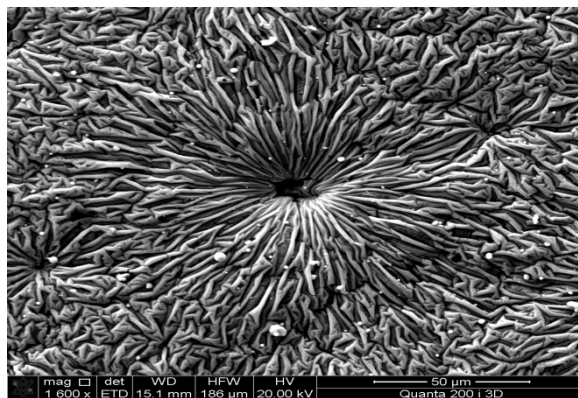


Рис. 2. Электронная микроскопия поверхности, образованная нанесенными пылевыми частицами

Особое внимание уделено изучению морфологии поверхности после ее обработки такими частицами (рис.2). Для изучения наноразмерных разориентированных микрокристаллитов был применен метод малоуглового рентгеновского рассеяния. Экспериментальный материал в виде кривой малоуглового рентгеновского рассеяния получен на дифрактометре Несус S3-MICRO (Cu-излучение с Ni-фильтром). Это позволило исследовать неоднородности (частицы, кластеры, поры) с линейными размерами  $L \sim 2\pi/S$  в пределах 1-57 нм.

Исследуемый мелкодисперсный порошок можно рассматривать как металлосодержащую структуру переменного элементного и фазового состава. В нем сорбируются реакционные газы, образующие сложные, даже неизвестные углеводородные соединения, в том числе и с титаном. Зародышами структуры, вероятно, являются микрокапли Ti различных размеров, возникающие в катодном пятне и кристаллизующиеся затем на стенках вакуумной камеры в неравновесных условиях. В работе обсуждаются механизмы образования пылевых частиц из плазмы дугового разряда и их взаимодействия в условиях наложения электромагнитного поля.



## ОПЫТНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОЛОЙ ШИРОКОХОРДНОЙ ЛОПАТКИ ВЕНТИЛЯТОРА АВИАЦИОННОГО ДВИГАТЕЛЯ

Сафиуллин Р.В.<sup>1</sup>, Мулюков Р.Р.<sup>1</sup>, Трифонов В.Г.<sup>1</sup>, Иноземцев А.А.<sup>2</sup>,  
Харин С.А.<sup>2</sup>, Морозов М.А.<sup>2</sup>, Кропотов В.А.<sup>3</sup>, Манапов И.У.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

<sup>2</sup>ОАО «Авиадвигатель», г. Пермь

<sup>3</sup>ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА, г. Верхняя Салда

<sup>4</sup>ОАО «УМПО», г. Уфа

dr\_rvs@mail.ru

К вентиляторам современных авиационных двигателей предъявляют высокие требования по уровню аэродинамических характеристик в широком диапазоне условий эксплуатации, по общей массе, допустимому уровню шума. Чтобы отвечать все возрастающим требованиям, конструкторы двигателей стремятся увеличить расход воздуха через вентилятор, увеличивая его диаметр. Необходимость изменения диаметра вентилятора и соответствующее этому удлинение лопаток вентилятора неизбежно приводит к увеличению массы лопаток. В этой связи «облегченная» лопатка вентилятора становится ключевым элементом конструкции двигателя нового поколения [1]. Фирма Rolls-Royce в восьмидесятых годах прошлого века разработала технологию, позволяющую изготавливать вентиляторную лопатку полый из титанового сплава (Ti-6Al-4V) в виде конструкции, состоящей из обшивок и гофрированного листового наполнителя. Технология базируется на процессах диффузионной сварки и сверхпластической формовки [2].

В работе приведены результаты разработки опытной технологии изготовления полый широкохордной лопатки вентилятора для нового авиационного двигателя ПД-14. Рабочая лопатка вентилятора – титановая, полый конструкции (рис. 1). Внутри лопатки находится гофрированный листовой наполнитель, образующий ребра жесткости, соединённый сваркой давлением с обшивками со стороны корыта и спинки. Спинка и корыто переменной толщины по высоте. В результате проведенных совместных работ ИПСМ РАН, ОАО «Авиадвигатель», ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» и ОАО «УМПО» по проектированию конструкции и разработке опытной технологии изготовления полых широкохордных рабочих лопаток вентилятора впервые в России изготовлена опытная партия лопаток и собран первый двигатель демонстратор технологий ПД-14.



### Литература

1. Р.В. Сафиуллин, А.А. Круглов, О.А. Руденко, С.А. Харин, А.Н. Сайранов, М.А. Морозов, В.Б. Тимохов, В.А. Кропотов Разработка конструкции и технологии изготовления облегченной широкохордной лопатки вентилятора авиадвигателя из титанового сплава //Титан. №4 (26). 2009. С 34-39.
2. Европейский Патент № 0568201, 1993.

# СИСТЕМА МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ МЕТОДОМ РАСКАТКИ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ И НАДЁЖНОСТЬЮ ГОТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ

Сухоруков Р.Ю.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, (ИМАШ РАН), г. Москва  
ryusukhorukov@gmail.com*

Ключевые слова: математические модели, программный комплекс, сверхпластичность, технологический процесс раскатки, регламентировано-изменяющаяся структура материала, термомеханические параметры.

Разработана гибкая программная система моделирования технологического процесса раскатки ответственных деталей газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных сплавов в условиях сверхпластичности, включающая:

- моделирование с учётом изменения структуры и свойств материалов в процессе деформации заготовок с целью получения определённой ультрамелкозернистой структуры;
- моделирование процесса формообразования осесимметричных деталей с регламентированно-изменяющейся структурой от оси до периферии;
- моделирование для перенастройки на новые материалы и типы деталей, а также управления качеством деталей в режиме их раскатки.

Подсистема настройки позволила выбрать оборудование и оптимизировать конструкции основных узлов по технико-экономическим показателям, синтезировать 3Д-модель оборудования и его силовых частей и сформировать требования к оборудованию и управляющим воздействиям для получения деталей с заданными характеристиками.

Подсистема исследования позволяет рассчитать термомеханические параметры, геометрические характеристики инструмента в зависимости от выбора материала и типа деталей, а также управляющих воздействий, обеспечивающих заданное качество деталей.

## Литература

1. Валитов В.А., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сухоруков Р.Ю., Утяшев Ф.З. Использование эффекта сверхпластичности для раскатки газотурбинных дисков из жаропрочных никелевых сплавов. //Проблемы машиностроения и автоматизации. 2013. № 3. С. 51-56.
2. Утяшев Ф.З., Бурлаков И.А., Гейкин В.А., Морозов В.В., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сухоруков Р.Ю. Научные основы высокоэффективной технологии раскатки осесимметричных деталей ротора газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов. // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2013. № 5. С. 96-105.
3. Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю. Технология сверхпластической раскатки жаропрочных сплавов и оборудование для ее реализации. //Электронный журнал «Вестник научно-технического развития». 2013. № 11(75). С. 25-37.

# ВЛИЯНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА

Мухтаров Ш.Х., Шахов Р.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
shamil@anrb.ru

Уменьшение среднего размера зерен сплава, как известно [1, 2], с одной стороны повышает прочностные свойства при комнатной и повышенных температурах, с другой стороны улучшает обработку давлением за счет повышения пластичности и снижения напряжения при деформации [1, 3]. Для труднодеформируемых никель-железных сплавов, широко используемых в авиадвигателестроении и ракетостроении, такое повышение свойств является необходимым.

Известно, что уменьшение среднего размера зерен никель-железного сплава Inconel 718 до  $d \sim 0,1-1$  мкм повышает технологические свойства, в частности такой сплав может быть использован для низкотемпературной сверхпластической листовой формовки [3]. Ультрамелкозернистая структура была сформирована всесторонней ковкой с поэтапным понижением температуры деформации. В таком структурном состоянии сплав проявляет экстремально высокие прочностные свойства, например временное сопротивление разрыву составляет около 2000 МПа без какой-либо термической обработки, что на 50% выше, чем у термически обработанного сплава с крупнозернистой структурой [4]. Обычно перед применением сплав подвергают упрочняющей термической обработке для выделения дисперсных упрочняющих фаз.

В настоящей работе определены усталостные свойства мелкозернистого сплава Inconel 718. Для сравнительных исследований использовали сплав с ультрамелкозернистой структурой ( $d=0,1$  мкм) без термической обработки, мелкозернистый сплав со средними размерами зерен 4,5 мкм и 10 мкм после стандартной упрочняющей термической обработки. Малоцикловая усталость проводилась при комнатной температуре и 650°C, и сравнивалась с литературными данными сплава в крупнозернистом состоянии. Исследование влияния среднего размера зерен на усталостную прочность сплава Inconel 718 показали, что малоцикловая усталость сплава с различной структурой при комнатной температуре и при деформации 1% были одинаковы. Предполагается, что при температуре 650°C сплав Inconel 718 имеет максимальные значения малоциклового усталости при среднем размере зерен около 20 мкм. После испытаний при температуре 650°C наблюдалось увеличение количества дислокаций и двойников на пластинах  $\delta$  фазы. Исследование поверхности изломов показало, что на всех образцах с мелкозернистой структурой по краям имеются следы деформации. Это связано с образованием трещин с поверхности образцов и ее развития до разрушения за несколько циклов. Показано, что увеличение среднего размера зерен сплава ведет к более развитой поверхности разрушения при усталостных испытаниях.

## Литература

1. *Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З.* Сверхпластичность, измельчение структуры и обработки трудно-деформируемых сплавов. М.: Наука, 2002, 438 с.
2. *Song Y.S., Lee M.R., Kim J.T.* Effect of grain size for the tensile strength and the low cycle fatigue at elevated temperature of alloy 718 cogged by open die forging press // *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives*. 2005. P. 539.
3. *Mukhtarov Sh., Valitov V., Dudova N.* Properties of Bulk and Sheet Micro-, Submicro-, and Nanocrystalline Alloy 718 // *Superalloys 718, 625, 706, and Various Derivatives*. 2005. P. 507.
4. *Mukhtarov Sh.* Effect of grain size on the superplastic behavior of a nanostructured nickel-based superalloy // *Material Science Forum*. 2010. Vol. 633-634. P. 569.

# ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Малашенко В.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк

<sup>2</sup>Донецкий национальный технический университет, Донецк

malashenko@fti.dn.ua

Интенсивная пластическая деформация под действием высокого гидростатического давления является одним из перспективных направлений современного материаловедения, дающим возможность получения новых функциональных материалов, сочетающих высокую прочность с высокой пластичностью [1,2]. Такими свойствами обладает целый ряд нанокристаллических материалов. Как показано в обзоре [3], дислокации в этих материалах не только могут существовать, но и способны оказывать существенное влияние на механические свойства наноматериалов. Довольно часто в нанокристаллах содержатся примеси, попавшие в них в процессе получения либо специально добавленные для повышения термостабильности исходного структурного состояния. Примесные добавки позволяют не только стабилизировать ультрамелкое зерно, но и сохранить высокий уровень предела текучести ультрамелкозернистых материалов. При дальнейшем использовании эти заготовки могут быть подвергнуты высокоскоростному нагружению, в частности, при высокоскоростной обработке, ковке, формовке. При этом для многих металлов зависимость напряжения течения от скорости деформирования резко усиливается, что обусловлено их переходом в динамический режим преодоления барьеров, создаваемых структурными несовершенствами кристалла. Присутствие примеси в этом случае может оказать влияние на величину динамического предела текучести. Хотя в ультрамелкозернистых материалах содержится обычно не более одной дислокации, тем не менее дислокационная плотность в процессе пластической деформации может быть довольно высокой.

На основании подхода, разработанного в [4,5], выполнен теоретический анализ влияния примесей на пластические свойства наноматериалов при высокоскоростной пластической деформации, в частности, динамическом канально-угловом прессовании. Получено аналитическое выражение примесного вклада в величину предела текучести. Численные оценки показывают, что при высокой концентрации примеси этот вклад может составлять десятки процентов.

## Литература

1. Varyukhin V., Beygelzimer Y., Kulagin R., Prokof'eva O., Reshetov A. Twist Extrusion: Fundamentals and Applications // Materials Science Forum. 2011. V. 667-669. P. 31-37.
2. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов. Патент No 2283717. РФ // Бюллетень изобретения. Полезные модели. 2006. № 26. С. 64.
3. Малыгин Г.А. Пластичность и прочность микро- и нанокристаллических материалов // ФТТ. 2007. т. 49. вып. 6. С. 961-982.
4. Малашенко В.В. Коллективное преодоление дислокациями точечных дефектов в динамической области // ФТТ. 2014. Т. 56. № 8. С. 1528-1530.
5. Malashenko V. V. Dynamic drag of edge dislocation by circular prismatic loops and point defects // Physica B: Phys. Cond. Mat., Vol. 404, № 21, p. 3890 (2009).

# ВЛИЯНИЕ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Голосов Е.В.<sup>1,2</sup>, Колобов Ю.Р.<sup>2,3</sup>, Жидков М.В.<sup>2,3</sup>, Кудряшов С.В.<sup>4</sup>, Ионин А.А.<sup>4</sup>,  
Лигачев А.Е.<sup>5</sup>

<sup>1</sup> *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка*

<sup>2</sup> *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгород*

<sup>3</sup> *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка*

<sup>4</sup> *Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва*

<sup>5</sup> *Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва*

golosov@icp.ac.ru

Бесконтактные методы обработки материалов, позволяющие изменять механические, электрофизические и физико-химические свойства их поверхностей и приповерхностных слоев представляют значительный интерес в современной науке и технике. При этом особый интерес в последние годы вызывают формируемые фемтосекундным лазерным облучением (ФЛО) пространственно-периодические структуры [1,2]. Преимуществом ультракоротких (фемтосекундных) лазерных импульсов является малая – суб- и около-микронная – глубина зоны теплового воздействия, позволяющая осуществлять сильнолокализованную модификацию отдельных участков поверхности обрабатываемых материалов с их быстрым нагревом до температуры плавления и охлаждением с высокой скоростью. В результате такой обработки возможно инициирование структурно-фазовых превращений в приповерхностных (суб- и около-микронных) слоях.

В настоящей работе показано, что фемтосекундное лазерное облучение (ИК титан-сапфировый лазер (длина волны 744 нм, ширина полосы генерации на полувывоте около 10 нм, импульсы длительностью на полувывоте около 100 фс и энергией до 8 мДж)) приводит к формированию на поверхности титановых сплавов (ВТ1-0, ВТ6) пространственно-периодической структуры (в ряде работ получившая название нанорешетки, в англоязычной литературе - «ripples»), которая представляет собой достаточно равномерное чередование выступов (порогов) и впадин со средним периодом примерно 500 нм.

Исследование структурно-фазового состояния приповерхностных слоев с использованием просвечивающей электронной микроскопии показали, что модификация поверхности ФЛО приводит к формированию в суб- и около-микронных слоях нанокристаллической структуры. По данным спектроскопии характеристических потерь энергии электронов воздействие фемтосекундным лазерным облучением приводит к образованию тонкого поверхностного слоя диоксида титана толщиной 50-70 нм.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (грант Президента РФ №14.125.13.2470-МК, проект № 02.G25.31.0103) и РФФИ (проект № 12-02-97528-р\_центр\_а).*

## Литература

1. Golosov E. V., Emel'yanov V. I., Ionin A. A., Kolobov Y. R., Kudryashov S. I., Ligachev A. E., Novoselov Y. N., Seleznev L. V., Sinitsyn D. V. Femtosecond laser writing of subwave one-dimensional quasiperiodic nanostructures on a titanium surface, JETP Letters. - 2009. V. 90. №2. - P. 107-110
2. Golosov E. V., Ionin A. A., Kolobov Y. R., Kudryashov S. I., Ligachev A. E., Makarov S. V., Novoselov Y. N., Seleznev L. V., Sinitsyn D. V., Sharipov A. R. Near-threshold femtosecond laser fabrication of one-dimensional subwavelength nanogratings on a graphite surface, Phys. Rev. B. - 2011. V. 83, 115426.

# АННИГИЛЯЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ Cu

Чембарисова Р.Г.

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

Отличительной особенностью деформационного поведения металлических материалов при высоких скоростях деформации является увеличение напряжения течения (Рис. 1а) по сравнению с наблюдающимся напряжением течения в квазистатических экспериментах [1]. Такой отклик металлических материалов на изменение скорости деформации является отражением изменения микропроцессов, происходящих в них и ответственных за их деформационное поведение. В результате ударно-волновых воздействий на металлические материалы достигаются высокие давления и температуры, изменяющиеся с большой скоростью [2], которые оказывают влияние на параметры пластической деформации образца. Согласно результатам проведенного анализа процесса высокоскоростной деформации Cu, наблюдающееся экспериментально увеличение плотности дислокаций при динамическом нагружении (ДН) образцов объясняется отсутствием аннигиляции при неконсервативном движении дислокаций в границах зерен (ГЗ), уменьшением коэффициента аннигиляции при двойном поперечном скольжении  $k_{cs}$  с увеличением давления и ударной температуры (Рис. 1б), а также активностью механизма размножения дислокаций. Отсутствие аннигиляции дислокаций при их неконсервативном движении в ГЗ приводит к значительному увеличению концентрации деформационных вакансий (Рис.1в). Следствием увеличения плотности дислокаций, в свою очередь, является увеличение напряжения течения исследуемого образца Cu.

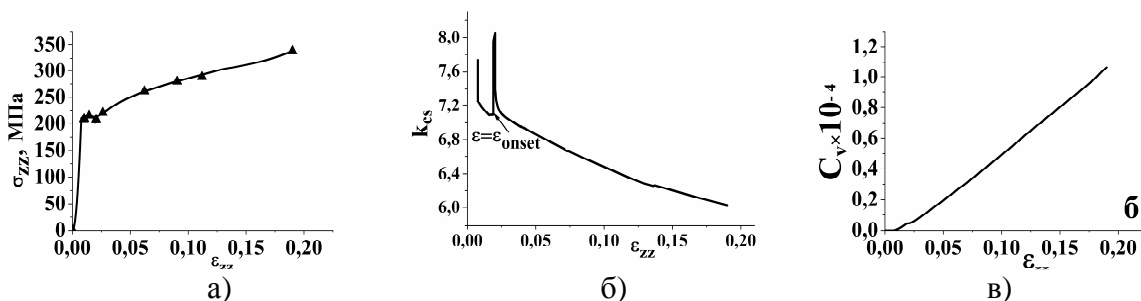


Рис. 1. Модельные зависимости истинного напряжения  $\sigma_{zz}$  (а), коэффициента аннигиляции винтовых дислокаций (б) и концентрации деформационных вакансий  $C_v$  (в) от истинной деформации  $\epsilon_{zz}$  при ДН крупнокристаллической Cu со скоростью деформации  $\dot{\epsilon}_{zz} = 1500 \text{c}^{-1}$  при  $T=298\text{K}$ .  $\blacktriangle$  - экспериментальные значения, степень деформации  $\epsilon_{zz} = \epsilon_{\text{onset}}$  соответствует началу процесса двойникования.

## Литература

1. Regazzoni G., Kocks U.F., Follansbee P.S. Dislocation Kinetics at High Strain Rates // Acta Metall. V. 35. №12. p. 2865 (1987)
2. Kanel G.I., Razorenov S.V., Fortov V.E. Shock-Wave Phenomena and the Properties of Condensed Matter. New York: Springer, 2004. 320 p.

# НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИЕ МДО-ПОКРЫТИЯ

Комаров А.И., Комарова В.И., Дубовский А.Л.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Минск  
al\_kom@tut.by

К одной из перспективных технологий, обеспечивающих применение в сопряжениях различного назначения, в том числе тяжело нагруженных, сплавов алюминия относится микродуговое оксидирование (МДО), позволяющее упрочнять поверхностные слои изделий из этих сплавов керамическими покрытиями (КП) с уникальным комплексом свойств. В [1] показано, что широкие возможности воздействия на структурообразование КП, его свойства открываются при использовании в микроплазменном процессе наноразмерной алмазографитовой шихты ША-А, добавляемой в базовые растворы [1]. Цель настоящей работы – исследование эффективности влияния на фазово-структурное состояние КП и его свойства фуллереноподобных углеродных наноматериалов (УНМ): фуллеренсодержащей сажи–ФСС, катодного депозита–КД, образуемых при синтезе фуллеренов  $C_{60}$ ,  $C_{70}$ , и сажи ЭФС, представляющей остаток после экстракции из ФСС фуллеренов. Эти углеродные наноматериалы получены Физико-техническим институтом им. И.А. Иоффе (г. Санкт-Петербург). Керамические покрытия формировались на сплаве Д16 в катодно-анодном режиме в силикатно-щелочных электролитах, в которые вводились добавки ФСС, КД, ЭФС с концентрацией 500–700 мг/л. Выполнен также комплекс работ по установлению влияния этих УНМ, введенных в масло И-20А, на триботехнические свойства КП.

Полученные результаты показали, что фазовый состав созданных покрытий представлен оксидами  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (корунд) и  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ . При этом фуллереноподобные добавки, введенные в базовые электролиты, оказывают интенсифицирующее воздействие на микроплазменный процесс. Это проявляется в росте толщины КП в 1,4–1,5 раз, возрастании в нем в ~ 2,4 раза объемной доли  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  (табл.).

Таблица. Толщина покрытия  $\delta$ , объемная доля  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$   $Q_a$ , концентрация УНМ  $c$ , период решетки  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$   $a$ , максимальная микротвердость  $H\mu$ , коэффициент трения  $f$ , интенсивность массового изнашивания  $I_q$

Образец	УНМ $c$ , мг/л	Структурные параметры КП			$H\mu$ , ГПа	$f$	$I_q$ , $10^{-5}$ мг/м
		$\delta$ , мкм	$Q_a^*$ , %	$a$ , нм			
8	–	145	32	0,7927	18–19	0,03–0,05	13,58
12	КД, 500	200	72	0,7941	20–21	0,02–0,03	5,50
14	ЭФС, 500	220	75	0,7981	22–23	0,015–0,020	6,00
15	ФСС, 620	220	75	0,7955	24–25	0,008–0,010	4,60
17	ФСС, 1000	220	78	0,7914	22–23		

\*слой КП – 90 мкм от основы

Наряду с этим происходит наноструктурирование КП за счет диспергирования областей  $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$  и изменение постоянной кристаллической решетки этой фазы по сравнению с покрытием, полученным в базовом электролите. Обнаружено, что в ходе МДО наночастицы КД, ЭФС, ФСС включаются в покрытие, формируя тем самым композиционный материал "керамика-нанокремний". Микротвердость и износостойкость полученного КП в 1,1–1,3 и 2–3 раза превышают значения соответствующих характеристик немодифицированной керамики при одновременном снижении коэффициента трения в 1,5–3,8 раза (табл.). Таким образом, использование фуллереноподобных УНМ в процессе МДО открывает возможности создания наноструктурированных перспективных материалов с высокими трибомеханическими свойствами.

## Литература

1. Витязь П.А., Жорник В.И., Комаров А.А. и др. Модифицирование материалов и покрытий наноразмерными алмазосодержащими добавками. Минск, Беларуская навука, 2011, 527 с.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ОБРАЗЦОВ С РЕЛЬЕФОМ НА СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ

Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я.

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

Сварка давлением (СД) является одним из наиболее широко используемых способов сварки. Основными параметрами, влияющими на качество сварного соединения, являются температура, давление, время выдержки, степень пластической деформации в зоне соединения. СД позволяет сваривать не только однородные, но и разнородные металлы и сплавы, которые могут отличаться по своим свойствам. Однако при сваривании деталей с большими контактными поверхностями нередко образуются застойные зоны, где напряженное состояние близко к гидростатическому давлению и пластическая деформация не происходит, так как для ее протекания необходимо наличие сдвигающих усилий. Одним из решений данной проблемы является нанесение рельефа (например, проточек) на свариваемых поверхностях с целью обеспечения локальной пластической деформации в зоне соединения. При исследовании влияния рельефа на процесс сварки целесообразно использовать компьютерное моделирование, которое позволяет проанализировать все аспекты данного технологического процесса.

В данной работе методами численного моделирования было исследовано влияние рельефа свариваемых поверхностей на качество готового изделия. Были рассмотрены задачи, при которых на поверхность свариваемого элемента образца наносились проточки, форма которых составлена из сегментов окружности радиуса 0,5 мм, углом раствора 90° и различной глубиной между сегментами.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. При расчете рассматривалась половина всего образца с учетом плоскости симметрии на левой грани. Моделировался процесс сварки двух монокристаллических деталей через прокладку, имеющую ультрамелкозернистую структуру.

Исследовались образцы, состоящие из двух элементов. Нижний элемент с нанесенным рельефом рассматривался как абсолютно жесткое тело. Механическое поведение верхнего элемента образца описывалось материалом Inconel718 из стандартной библиотеки материалов DEFORM-2D. Данный сплав является наиболее близким аналогом по химическому составу и свойствам к изучаемому сплаву ХН58МБЮД. Сварка давлением проводилась при температуре 850°С и скорости деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Анализировалось напряженно-деформированное состояние образцов и характер влияния на него рельефа свариваемых поверхностей. По результатам моделирования можно установить, что при сварке образцов без проточек образуются зоны затрудненной деформации, так называемые застойные зоны. С появлением рельефа образуются локальные очаги деформации, которые улучшают качество сварного шва. Приконтактные объемы металла верхнего элемента заполняют проточки, при этом увеличивая фактическую площадь контакта свариваемых поверхностей. Оставшиеся микропустоты "зарастают" в процессе взаимной диффузии.

Таким образом, моделирование позволило выявить основные моменты, влияющие на время сварки и на качество сварного соединения, но окончательные выводы могут быть сделаны лишь на основании экспериментальных данных.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ №13-08-12200\14 и №14-08-97061.*



# РАСШИРЕННАЯ МОДЕЛЬ ТЕОРИИ ФАЗОВОГО ПОЛЯ ДЛЯ ЗЕРНИСТЫХ МНОГОФАЗОВЫХ СТРУКТУР

Чукин О.В.<sup>1</sup>, Шнайдер Д.<sup>1</sup>, Нестлер Б.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*University of Applied Materials, Institute of Materials and Processes, Karlsruhe, Germany*  
oleg.tschukin@hs-karlsruhe.de

В последнее время теория фазового поля приобретает всю большую популярность при расчетах и компьютерном моделировании фазовых переходов и различных явлений в физике материалов.

Качество модели определяется её соответствием с термодинамикой происходящих процессов. Метод фазового поля, основан на теории Ландау фазовых переходов [1] и функционале Гинзбурга-Ландау [2] для свободной энергии. В работах Plapp [3] и Choudhury [4], сформулирован функционал термодинамического потенциала, при вариации которого, получаемые дифференциальные уравнения не полностью соответствуют происходящим термодинамическим процессам, т.к. они используют только поверхностное натяжение расплава и концентрационное переохлаждение.

Формулирование модели с учётом деформаций, основывающихся на условиях перехода напряжений и деформаций на границах зерен, существенно расширяет возможности её применения в компьютерном моделировании. В работе рассматриваются эластичные деформации при условии линейной зависимости тензора напряжения от тензора деформации, в соответствии с законом Гука. Полученный расчёт данной модели, произведенный на ЭВМ, полностью идентичен её аналитическому решению задачи Эшелби. В случае рассмотрения фазовых трансформаций, состояние равновесия, соответствующее уравнению Томсона, достигается равенством движущей силы и поверхностной энергии. Данное условие в точности выполняется в представленной математической модели, что подтверждается компьютерным моделированием [5].

Также в данной работе представлена новая модель поверхностных натяжений для поликристаллов и новая методика расчёта углов в многофазовых кристаллических структурах для состояния равновесия, в соответствии с правилом равновесия трёх сил.

## Литература

1. Ландау Л.Д. К теории фазовых переходов I рода // ЖЭТФ. 1937. Т. 7, № 19.
2. Гинзбург В.Л., Ландау Л.Д. К теории сверхпроводимости // ЖЭТФ. 1950. Т. 20, № 1064.
3. Plapp M., Unified derivation of phase-field models for alloy solidification from a grand-potential functional // Phys. Rev. E 84, 031601 (2011)
4. Choudhury A. Grand-potential formulation for multicomponent phase transformations combined with thin-interface asymptotics of the double-obstacle potential // Phys. Rev. E 85, 021602 (2012)
5. Scheider D., Tschukin O., Choudhury A., Selzer M., Böhlke T., Nestler B. Quantitative phase-field elasticity model based on mechanical jump conditions // Journal of the Mechanics and Physics of Solids (submitted)

# МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti - 40 мас.% Nb С НИЗКИМ МОДУЛЕМ УПРУГОСТИ, ПОДВЕРГНУТОГО АВС-ПРЕССОВАНИЮ И ПРОКАТКЕ

**Ерошенко А.Ю.<sup>1</sup>, Шаркеев Ю.П.<sup>1,2</sup>, Глухов И.А.<sup>1</sup>, Zhu Q.<sup>3</sup>, Толмачев А.И.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия  
eroshenko@ispms.tsc.ru*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

<sup>3</sup>*Центральный институт цветных металлов, Пекин, Китай*

В настоящее время подавляющее большинство имплантатов изготавливают из технически чистого титана или сплавов на основе титана. Конструкции имплантатов предъявляют повышенные требования не только к механическим свойствам, но и к упругим свойствам. Модуль упругости у большинства титановых сплавов находится в пределах 100-120 ГПа, что значительно выше, чем для плотной кортикальной костной ткани (15-50 ГПа). Легирование титана ниобием и /или цирконием уменьшает модуль упругости сплавов до 55-80 ГПа. Перевод структуры в ультрамелкозернистое (УМЗ) и наноструктурное состояние значительно повышает прочностные свойства за счет измельчения зеренной структуры при сохранении низкого уровня модуля упругости.

В работе выполнено исследование влияния интенсивной пластической деформации на эволюцию микроструктуры системы Ti-40 масс.% Nb с низким модулем упругости (55-60 ГПа). Предварительно перед деформацией образцы титанового сплава отжигали при температуре 1100°C в течение 1 часа в аргоне с последующей закалкой в воду. После закалки была получена ячеисто-дендритная структура с преобладанием твердого раствора ниобия на основе  $\beta$ -Ti. Согласно данным РФА после закалки в матричных зернах размером 500-800 мкм обнаружены игольчатые включения, характерные для мартенситной метастабильной  $\alpha''$ -фазы.

Интенсивная пластическая деформация включала комбинированный метод, состоящий из авс-прессования и многоходовой прокатки в ручьевых или плоских валках. На первом этапе (авс-прессование) при переходе к каждому следующему циклу прессования температуру заготовок понижали ступенчато в интервале 500-400°C. Величина деформации образца на каждом этапе прессования составляла 40-50 %. Для более эффективного измельчения зерна на первых двух циклах прессования деформацию образцов проводили в специально сконструированной пресс-форме. Далее образцы подвергали многоходовой прокатке в ручьевых или плоских валках при комнатной температуре при суммарной деформации 75%.

В результате двухэтапной деформационной обработки в титан-ниобиевом сплаве было сформировано УМЗ состояние со средним размером элементов структуры (зерна, субзерна, фрагменты) 0,3 мкм. Согласно ПЭМ на микродифракционных картинах были идентифицированы рефлексы высокой интенсивности от твердого раствора ниобия на основе  $\beta$ -Ti и рефлексы низкой интенсивности от твердого раствора ниобия на основе  $\alpha$ -Ti. Метастабильную мартенситную фазу твердого раствора  $\alpha''$ -Ti не идентифицировали. Данные РФА и ПЭМ выявили трансформацию метастабильной фазы  $\alpha''$  в стабильную  $\beta$ -фазу. Сформированная в результате интенсивной пластической деформации УМЗ структура в исследуемом сплаве Ti-40 масс.% Nb обеспечивает повышение микротвердости до 3100 МПа, что в ~2,6 раза выше по сравнению с исходным состоянием (1170 МПа).

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №8, проект №21; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016гг., проект III.23.2.2.*

## ФОРМИРОВАНИЕ СМК СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕПЛОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батулин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
timk@ispms.tsc.ru

В работе рассматривается влияние субмикроструктурной (СМК) структуры, формирующейся при тепловой изотермической (723 К) деформации на температуры прямого и обратного мартенситных превращений (МП) в сплавах на основе никелида титана с содержанием никеля 50,2 и 50,8 ат.%. Деформацию осуществляли методами теплового *abc*-прессования и изотермической прокатки в ручьевых вальцах. В исходном состоянии при комнатной температуре образцы сплава  $Ti_{49,2}Ni_{50,2}$  (ат.%) имели структуру мартенситной фазы В19', при этом в них содержалось около 2-5 об.% исходной кубической фазы В2. В образцах сплава  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$  (ат.%) в области температур 293 К-321 К наблюдались в основном ромбоэдрическая мартенситная R фаза и кубическая фаза В2.

Деформацию образцов сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  (ат.%) осуществляли методом теплового (723 К) *abc*-прессования. При каждой осадке истинная деформация,  $e$ , достигала 0,3 ( $e$  – натуральный логарифм отношения высот заготовки до и после прессования). При этом предельная величина накопленной истинной деформации составляла 8,44. Сплав с 50,8 ат.% Ni деформировали методом изотермической (723 К) многопроходной прокатки в ручьевых вальцах. Предельная истинная деформация,  $e$ , накопленная после нескольких проходов, составляла ~1,8.

При *abc*-прессовании наблюдается неоднородное развитие деформации. Весь образец разбивается на несколько крупных областей. В некоторых из них после *abc*-прессования до  $e \approx 0,29$  зерна вырастают в несколько раз по сравнению с исходными (~40 мкм), а наиболее крупные зерна достигают в диаметре 300 мкм. В других областях размер зерен практически не изменяется. При увеличении степени деформации до  $e \approx 0,62$  увеличивается как размер крупнозернистой области, так и размер зерен в ней (до ~400 мкм). Однако, после деформации с  $e = 8,44$  большая часть объема образцов приобретает полосовую микроструктуру с поперечным размером полос от 0,1 до 1,5 мкм. Оставшаяся часть объема образцов (~20%) содержит относительно равноосные структурные элементы размером менее 0,8 мкм.

При тепловой прокатке на начальной стадии деформирования ( $e = 0,07$ ) происходит двукратный рост среднего размера зерна (до  $d_{cp} = 92$  мкм). При накоплении  $e$  от 0,2 до 0,8 средний размер зерен уменьшается, а форма зерен становится неравноосной (средний коэффициент неравноосности,  $k$ , возрастает от 1,3 до ~3). Зерна ориентируются длинной осью преимущественно вдоль направления прокатки. Завершается эта стадия формированием микрополосовой структуры с геометрически необходимыми границами, ориентированными вдоль направления прокатки.

Было установлено, что переход от крупнозернистой структуры исходных образцов к микроструктурной и субмикроструктурной структуре двойных сплавов на основе TiNi с 50,2 и 50,8 ат.% Ni в результате теплового изотермического (723 К) *abc*-прессования и прокатки практически не влияет на последовательность и температуры МП.

*Работа поддержана РФФИ (грант №13-08-90421 Укр\_ф\_а), Проектом СО РАН III.23.2.2 и Программой Президиума РАН №8, проект №21.*

## РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

Круглов А.А., Сисанбаев А.В., Руденко О.А., Лутфуллин Р.Я.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
alweld@go.ru

Метод сверхпластической формовки (СПФ) позволяет получать тонкостенные изделия сложной формы (оболочки, полые гофрированные и ячеистые конструкции) путем воздействия на листовую заготовку давлением инертного газа [1-3]. Показательным примером таких конструкций является титановая лопатка вентилятора авиационного двигателя, имеющая замкнутые полости с необрабатываемыми поверхностями. При СПФ на внешних и внутренних поверхностях изделий образуется деформационный рельеф, который может существенно снижать усталостную прочность в условиях знакопеременных нагрузок. Появление деформационного рельефа на поверхности обычно связано с развитием зернограничного проскальзывания при сверхпластической деформации.

При внедрении в промышленность перспективных технологий изготовления полых изделий из титановых сплавов актуальна задача существенного снижения температуры СПФ. Это возможно за счет использования эффекта низкотемпературной сверхпластичности, который проявляется в титановых сплавах с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, при среднем размере зерен меньше 1 мкм. В отечественном прокатном производстве получают листы сплава типа ВТ6, позволяющие осуществлять СПФ при 650 °С.

В представленной работе проведена сравнительная количественная оценка 3D-параметров деформационного рельефа сферической поверхности после низкотемпературной СПФ листовых заготовок из титанового сплава ВТ6 с УМЗ структурой. Формовку осуществляли в вакууме и на воздухе при температурах 600 °С и 650 °С. 3D-анализ методом лазерной сканирующей микроскопии [4] показал, что рельеф поверхности зависит от условий среды формообразования. Наиболее чувствительными параметрами изменения морфологии поверхности оказались интегральные асимметрии и эксцесс (резкость) рельефа.

### Литература

1. *Под. ред. Пейтона Н., Гамильтона К.М.* Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов. М.: Металлургия, 1985, 312 с.
2. *Кашаев Р.М., Лутфуллин Р.Я., Нагимов М.И.* Низкотемпературная сверхпластичность титанового сплава Ti-6Al-4V // Вестник ПНИПУ. Механика, 2010. № 2. С. 70-78.
3. *Круглов А.А., Руденко О.А., Сисанбаев А.В.* Температурная зависимость деформационного рельефа наноструктурного титанового сплава после сверхпластической формовки // Перспективные материалы. 2011. № 12 (спец. вып.). С. 258-261.
4. *Ахатова А.Ф., Саркеева А.А., Круглов А.А., Сисанбаев А.В., Александров И.В.* 3D-анализ изломов титанового сплава ВТ6 после испытаний на ударный изгиб методом лазерной сканирующей микроскопии // Химическая физика и мезоскопия. 2014. т. 16. № 1. С. 109-114.

## НЕТИПИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu-Cr ПРИ ОБРАБОТКЕ МЕТОДАМИ ИПД

Фаизова С.Н.

*Уфимский государственный авиационно-технологический университет, г.Уфа*  
snfaiz@mail.ru

Измельчение кристаллической структуры в условиях интенсивной пластической деформации происходит благодаря тесному взаимовлиянию дислокационных механизмов деформации с фазовыми превращениями, происходящими с дисперсными частицами вторичных фаз. В отличие от обычных методов обработки давлением металлических материалов в условиях ИПД происходит нетривиальное взаимодействие дисперсных частиц и дефектной структуры. В условиях ИПД происходит не только деформационно-стимулированный распад твердого раствора, но также и обратный процесс растворения дисперсных частиц. Интенсивности этих процессов зависят, очевидно, от состояния системы:

- в закаленном твердом растворе, относительно свободном от частиц, будет с необходимостью доминировать процесс распада твердого раствора,
- в состаренном сплаве, где легирующие элементы выделились в виде частиц, будет доминировать процесс растворения частиц.

Можно было бы ожидать, что по мере увеличения степени деформации в обоих этих случаях система будет монотонно приближаться к некоторому конечному состоянию, в котором скорости процессов выравниваются. Однако такая наивная кинетическая картина не описывает реальных процессов, происходящих в условиях ИПД, и основная причина этому, что выделившиеся частицы не являются пассивными источниками и стоками легирующих элементов, а активно влияют на протекание деформации на микроуровне, тем самым, заметно меняя кинетику процессов. Как результат, эволюция системы – «растворенные элементы - частицы вторичных фаз» является отнюдь не монотонной.

Систематические исследования, поставленные на специально подготовленных состояниях сплава, в которых исходно создавались бы предпосылки для доминирования одних процессов и подавления других. По мере накопления деформации производилось сопоставление изменений физико-механических свойств и эволюции дефектной структуры и характера распределения дисперсных частиц на микроуровне с макроскопическими характеристиками. Получен комплекс доказательств деформационно – стимулированного растворения дисперсных частиц в условиях ИПД как при равноканальном угловом прессовании, так и при интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (ИПДК).

Более того, показано, что при больших накопленных деформациях в условиях ИПДК одновременно реализуются как процессы деформационно-стимулированного растворения, так и выделения дисперсных частиц вторичных фаз.

# ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЛИСТОВ, СПОСОБНЫХ К ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Котов А.Д., Михайловская А.В., Борисов А.А., Портной В.К.

НИТУ МИСиС, г. Москва

kotov@misis.ru

Большинство алюминиевых сплавов, для которых известны технологии получения листа с хорошими показателями сверхпластичности, не обладают высокой прочностью. Промышленный интерес представляют сплавы, обладающие улучшенным комплексом механических и технологических свойств. Самые высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu проявляют сверхпластичность при малых скоростях – порядка  $10^{-4}$ - $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>, требуют при производстве листов дополнительных отжигов, значительных степеней холодной деформации и высокоскоростных нагревов в селитре. Одним из известных и эффективных подходов к формированию ультрамелкозернистой структуры в сплавах на основе алюминия, необходимой для проявления сверхпластичности (размер зерна менее 10 мкм), является рекристаллизация в присутствии крупных (1-4 мкм) частиц второй фазы, вблизи которых возникают дополнительные центры рекристаллизации [1-2], и частиц дисперсоидов (размером меньше 0,3 мкм), сдерживающих рост образующихся мелких зерен при нагреве и во время сверхпластической деформации [3-4].

В работе исследовали термически упрочняемые алюминиевые сплавы на основе системы Al-Zn-Mg-Cu. Сплавы дополнительно легировали Ni и Fe для получения эвтектических частиц Al<sub>3</sub>Ni или Al<sub>9</sub>FeNi, являющихся местами предпочтительного зарождения зерен в процессе рекристаллизации, а также добавкой Zr для получения дисперсных частиц фазы Al<sub>3</sub>Zr, сдерживающих рекристаллизацию при нагреве и рост зерен в процессе сверхпластической деформации. Для получения листов использовали обычную прокатку и термическую обработку по специально подобранным режимам. Показано, что для формирования микрозернистой структуры и для обеспечения эффекта сверхпластичности в исследуемых сплавах помимо бимодального распределения частиц по размерам – крупных эвтектических и дисперсоидов, необходим сильнолегированный твердый раствор. По мере увеличения содержания в алюминиевом твердом растворе Zn и Mg до их предела растворимости, во время сверхпластической деформации формируется все более мелкое зерно и достигается высокоскоростная сверхпластичность.

Разработан сплав, проявляющий сверхпластичность в диапазоне температур от 380 до 480 °С при постоянных скоростях деформации от  $10^{-3}$  до  $10^{-1}$  с<sup>-1</sup> с показателем скоростной чувствительности  $m$  более 0,5 и удлинением 400-800% благодаря стабильной в процессе сверхпластической деформации микрозернистой структуре. Показана возможность получения сверхпластичного состояния при использовании традиционных для промышленности технологических операций – отжига и горячей прокатки без применения холодной прокатки, что позволяет реализовать изготовление сверхпластичных полуфабрикатов повышенной толщины.

## Литература

1. *Humphreys FJ, Hatherly M.* Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Oxford: Pergamon Press; 1995, 658 p.
2. *Liu J, Doherty RD.* Particle stimulated nucleation of recrystallization in Al-Mg<sub>2</sub>Si // London: Aluminium Technol. Conf, 1986, pp. 347-356.
3. *Bate PS, Humphreys FJ, Ridley N, Zhang B.* Microstructure and texture evolution in the tension of superplastic Al-6Cu-0.4Zr // Acta Mater., 2005, V.53, pp. 3059-3069.
4. *Ferry M, Hamilton NE, Humphreys FJ.* Continuous and discontinuous grain coarsening in a fine-grained particle-containing Al-Sc alloy // Acta Mater., 2005, V.53, pp. 1097-1109.

## ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОГО И ТЕПЛОГО КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 06МБФ

**Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1,2</sup>, Кошовкина В.С.<sup>3</sup>, Хомякова Г.В.<sup>2</sup>, Тукеева М.С.<sup>1</sup>,  
Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Найденкин Е.В.<sup>1</sup>, Одесский П.Д.<sup>4</sup>, Добаткин С.В.<sup>5</sup>**

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения, Томск

<sup>2</sup>ФГБОУ ВПО Национальный исследовательский Томский государственный  
университет, Томск

<sup>3</sup>ФГБОУ ВПО Национальный исследовательский Томский политехнический  
университет, Томск

<sup>4</sup>ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

<sup>5</sup>ЦНИИ строительных конструкций, Москва

galinazg@yandex.ru

В работе исследовали влияние отжигов в интервале температур 500–700 °С на структуру и микротвердость низкоуглеродистой стали 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в исходно ферритном (сорбитном) состоянии (закалка от 920 °С и отпуск 670 °С, 1ч) после кручения под давлением (КГД) (P=4 ГПа, 5 оборотов) при температурах 20 °С (0,16Т<sub>пл</sub>) и 450 °С (0,4Т<sub>пл</sub>).

КГД приводит к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в стали 06МБФ: средний размер элементов структуры составляет d=100 нм после холодного и d=120 нм после теплого кручения. Методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружены карбиды цементитного типа (< 5 нм) после КГД на границах и внутри элементов структуры, их расположение в структуре квазиоднородно.

Изучение влияния отжигов на сформированные при холодном и теплом КГД состояния в стали 06МБФ показало, что отжиг при 500 °С не вызывает роста элементов структуры. Величины среднего размера (суб)зерна, определенные по темнопольным электронно-микроскопическим изображениям, составляют 110 и 120 нм после холодного и теплого КГД соответственно, то есть имеют близкие значения к состоянию после КГД. После отжига при 600 °С средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры возрастает до 290–315 нм, а после отжига при 700 °С структура стали трансформируется в мелкокристаллическую с размером зерна 4 мкм независимо от температуры кручения. Наряду с ростом элементов зеренно-субзеренной структуры наблюдали укрупнение карбидов. Отжиги приводят к релаксации структуры, уменьшению величины уширения рентгеновских линий, росту ОКР (70-80 нм после отжига при 500 °С и более 200 нм после отжигов при 600 и 700 °С), спаду значений микродеформации кристаллической решетки от ~10<sup>-3</sup> (состояние после КГД) до ~10<sup>-4</sup> (после отжигов 600-700 °С) для обеих температур кручения. Показано, что после холодного КГД рост элементов структуры происходит быстрее в сравнении с теплым КГД, что, по-видимому, связано с различным уровнем внутренних напряжений и эффективности дисперсионного твердения в состояниях, сформированных при теплом и холодном КГД.

Изучение эволюции значений микротвердости при отжигах показало, что вплоть до температуры 500 °С сохраняются высокие значения микротвердости (5,7–6,0 ГПа), сформированные в стали при КГД. Последующее увеличение температуры отжига до 600 °С сопровождается спадом значений микротвердости до 4,4 ГПа после холодного и до 4,0 ГПа после теплого КГД, и отжига при температуре 700 °С значения микротвердости приближаются к значению для исходного состояния (1,6–1,8 ГПа).

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013-2016 гг. (проект III.23.2.2.) и стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).*

# МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ЖЕЛЕЗА И ЦИРКОНИЯ

Сундеев Р.В.<sup>1,2</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2</sup>, Шалимова А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва

<sup>2</sup>Московский государственный университет приборостроения и информатики, Москва  
sundeev55@yandex.ru

В современной науке и технике одной из основных задач является разработка новых функциональных материалов с высоким уровнем эксплуатационных свойств. Одним из перспективных направлений получения нанокристаллических материалов с высоким уровнем физико-механических свойств являются методы мегапластической (интенсивной) деформации (МПД), в частности деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) в камере Бриджмена. В литературе имеются лишь отдельные попытки объяснить природу структурных и фазовых изменений, происходящих в материале при МПД. Вместе с тем, для создания функциональных материалов нового поколения путем целенаправленного воздействия на их структуру необходимо систематическое изучение основных закономерностей структурно-фазовых превращений, протекающих в материале в ходе МПД.

Целью данной работы является рассмотрение особенностей деформационной кристаллизации аморфных сплавов  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ,  $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ ,  $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ ,  $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ ,  $Fe_{83}C_{13}B_4$ ,  $Fe_{80}B_{13}Si_7$ ,  $Fe_{76}Cr_{16}Zr_{4.5}B_3C_{0.5}$ ,  $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$ ,  $Fe_{57}Co_{24}Cr_{16}B_3$ ,  $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$  и деформационной аморфизации закристаллизованных аморфных сплавов  $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ ,  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ,  $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$  и  $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$  в ходе мегапластической деформации в камере Бриджмена. Все образцы деформировали в камере Бриджмена при одинаковых условиях: квазигидростатическое давление 4 ГПа и комнатная температура. Полное число оборотов подвижной наковальни  $n$  в эксперименте изменяли от 1/4 до 9 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Обнаружено, что в одинаковых условиях деформации, исходно однофазные кристаллические сплавы на основе никелида титана -  $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$  и  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  и исходно однофазный сплав  $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$  достаточно легко аморфизуются, тогда как исходно двухфазные сплавы -  $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$  и  $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$  аморфизуются слабо. Предполагается, что склонность к деформационной аморфизации кристаллических сплавов и соответствующих кристаллических фаз при мегапластической деформации можно описать рассматривая три фактора влияния: механический, термодинамический и концентрационный. Показано, что при МПД аморфных сплавов на основе железа с различными температурами кристаллизации в материале, протекают процессы кристаллизации.

Экспериментально обнаружено, что, чем ниже значение температуры кристаллизации аморфного сплава, тем больше значение объёмной доли кристаллической фазы наблюдается после деформации. На основании проведенных оценок сделано предположение о том, что эффект деформационной кристаллизации в аморфных сплавах на основе железа при МПД обусловлен как адиабатическим выделением тепла и соответствующим повышением температуры в деформационных, сильно локализованных полосах сдвига, так и заметным увеличением концентрации областей избыточного свободного объема в этих полосах. Установлено, что МПД при комнатной температуре в исходно аморфном или исходно кристаллическом сплаве  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  приводит к реализации нескольких циклов фазовых превращений типа «кристалл  $\leftrightarrow$  аморфное состояние».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 12-02-00860 и 14-02-00271).



# ВЛИЯНИЕ ТЁПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АВС-ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск  
dorzh@ispms.tsc.ru*

Актуальным направлением современного материаловедения являются исследования влияния больших пластических деформаций на закономерности и механизмы формирования структуры металлов и сплавов. В [1] показано, что воздействие больших пластических деформаций в процессе тёплого авс-прессования (циклическое многократное деформирование при изменении на  $90^\circ$  направления осадок) приводит к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры никелида титана.

Целью данной работы является исследование механических свойств образцов никелида титана (сплав  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) с крупнозернистой структурой, полученной в результате горячего авс-прессования (873К,  $e$  – истинная суммарная деформация, равная 2.4), образцов с УМЗ структурой, полученной при понижении температуры авс-прессования в последовательности 873К→773К→723К ( $e=7.7$ ) и образцов с исходной крупнозернистой структурой сплава после отжига при 1073К. Образцы, отожжённые при 1073К, имели микроструктуру с размерами зёрен от 20 до 70 мкм. После прессования при 873К сохранялась крупнозернистая структура с размерами зёрен до 40 мкм. В образцах с  $e=7.7$  формировалась УМЗ структура, в составе которой преобладали зёрна/субзёрна с размерами 100-800 нм, в микрополосах локализации деформации присутствовали нанозёрна с размерами 50-100 нм, и сохранялись в небольшом количестве зёрна микрокристаллического масштаба (<3 мкм).

В образцах с исходной крупнозернистой структурой температуры прямых мартенситных превращений (МП)  $B2 \rightarrow B19'$  (где  $B2$  – высотемпературная фаза,  $B19'$  – моноклинная мартенситная фаза)  $M_H$  и  $M_K$  составляет 323 и 307 К, соответственно. После авс-прессования с  $e=2.4$  последовательность прямых МП меняется на  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ , где  $R$  – ромбоэдрическая мартенситная фаза. При увеличении  $e$  от 2.4 до 7.7  $M_H$  понижается слабо (на ~20 градусов). При этом понижение  $M_K$  более значительно, и при  $e=7.7$   $M_K=250$ К.

Механические свойства исследовали в испытаниях на растяжение при температурах 295К, 343К и 473К (соответственно в мартенситном, предпереходном и аустенитном состоянии образцов). Общий вид зависимостей «напряжение-деформация» при данных температурах качественно подобен для образцов с крупнозернистой и УМЗ структурами.

Обнаружено, что после авс-прессования предел прочности исследуемых образцов увеличился в ~1.5 раза независимо от величины  $e$ ; при этом величина пластических свойств (удлинение до разрушения) в крупнозернистых образцах после авс-прессования при 873К увеличилась на 20%, а в образцах с УМЗ структурой после деформации  $e=7.7$  уменьшилась в ~ 2 раза по сравнению со значением в исходных образцах после отжига при 1073К. Обсуждаются факторы, обуславливающие повышение предела прочности и изменения удлинения до разрушения в образцах сплава  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$ (ат.%) после тёплого авс-прессования.

*Работа выполнена в рамках проекта СО РАН III.23.2.2 и поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр\_ф\_а).*

## Литература

1. Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батулин А.А., Жапова Д.Ю., Гирсова Н.В., Тимкин В.Н., Круковский К.В., Братчиков А.Д. Формирование ультрамелкозернистой структуры никелида титана при ступенчатом понижении температуры тёплой многопроходной прокатки // перспективные материалы. 2011. №13. С.931-938.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ: ВЛИЯНИЕ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ

Баимова Ю.А., Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
julia.a.baimova@gmail.com

В настоящее время активно развивается технология создания новых объемных углеродных наноматериалов, состоящих из молекул фуллерена (фуллериты), из клубков углеродных нанотрубок (УНТ), из смятых чешуек графена и др. [1]. Все эти материалы образованы действием слабых межатомных сил Ван-дер-Ваальса, соединяющих структурные элементы в объемном состоянии. Простой способ синтеза объемного наноматериала, построенного из скомканных чешуек графена, обладающего сверхвысокой удельной поверхностью ( $3523 \text{ м}^2/\text{г}$ ) и высокой проводимостью, был предложен в работе [2]. Анализ структуры показал, что такой материал состоит из множества дефектных/смятых листов графена размером в несколько нанометров, однако на практике составными частями такой структуры могут быть различные полиморфы углерода. К настоящему моменту уже исследованы, например, объемные материалы, состоящие из различных конфигураций фуллеренов.

Целью данной работы является изучение механических свойств и структурных изменений объемных углеродных наноматериалов под действием деформации. Эта задача решается путем атомистического моделирования с помощью пакета программ LAMMPS для углеродных наноматериалов, состоящих из смятых чешуек графена, коротких УНТ и фуллеренов  $\text{C}_{240}$  (см. рис. 1). Показано, каким образом тип строительного элемента для таких структур может изменять его физические и механические свойства.

Другими важными факторами, влияющими на свойства материала, и исследованными в данной работе, являются так же вид деформации и температура.

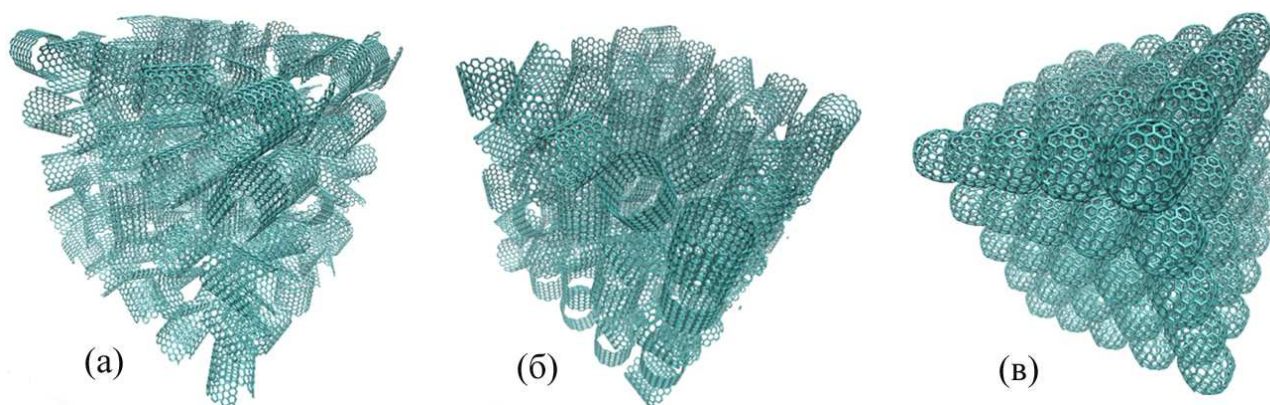


Рис.1. Объемные углеродные материалы, составными элементами которых являются (а) хлопья графена, (б) углеродные нанотрубки и (в) фуллерены

## Литература

1. J. A. Baimova, B. Liu, S. V. Dmitriev and K. Zhou. Mechanical properties and structures of bulk nanomaterials based on carbon nanopolymorphs // pss(RRL). 2014. V. 8. № 4. P. 336.
2. L. Zhang, F. Zhang, X. Yang, G. Long, Y. Wu, T. Zhang, K. Leng, Y. Huang, Y. Ma, A. Yu, Y. Chen. Porous 3D graphene-based bulk materials with exceptional high surface area and excellent conductivity for supercapacitors // Sci. Rep. 2013. V. 3. P. 1408.

## ВЛИЯНИЕ КРИОДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ НА МЕЖКРИСТАЛЛИТНУЮ КОРРОЗИЮ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
stkr\_imspl@mail.ru

Исследовали влияние степени деформации при криогенной прокатке и длительности искусственного старения на сопротивление межкристаллитной коррозии (МКК) промышленного алюминиевого сплава Д16 стандартного химического состава. Горячепрессованный пруток, закаленный в воду с 505 °С, прокатывали в изотермических условиях при температуре жидкого азота с суммарной степенью деформации  $\epsilon \sim 0,2 \dots 4,2$  и старили при температуре 150 °С длительностью до 32 ч.

Оценку сопротивления сплава МКК проводили по ГОСТ 9.021-74 на образцах с размерами 20x10x0,7 мм, поверхности которых, кроме одной, предварительно защищали коррозионно-устойчивым лаком. Образцы выдерживали в течение суток при комнатной температуре в 3% водном растворе NaCl с добавлением 1% HCl. Интенсивность и глубину коррозионного поражения определяли с помощью оптического микроскопа как среднюю величину соответствующих измерений очагов коррозии вдоль незащищенной торцевой поверхности образца.

Установлено, что и степень деформации при прокатке, и длительность старения заметно влияют на интенсивность и глубину коррозии сплава. В общем случае, можно считать, что глубина и интенсивность поражения сплава с увеличением каждого из указанных параметров увеличиваются. Так, с ростом степени деформации с 0,2 до 4,2 интенсивность МКК состаренного в течение 4 часов сплава возрастает с 5 до 9 %, а глубина - с 20 до 110 мкм. Увеличение времени старения с 4 до 32 часов криодеформированного до  $\epsilon \sim 0,2$  сплава также привело к увеличению интенсивности и глубины поражения с 5 до 15 % и с 20 до 50 мкм соответственно. В результате деформированный с максимальной степенью и состаренный с максимальной длительностью сплав демонстрировал наименьшее сопротивление МКК, характеризуемое интенсивностью  $\sim 50$  % и глубиной поражения до  $\sim 400$  мкм.

Обсуждены причины обнаруженного поведения сплава с учетом выявленных изменений (суб)зеренной структуры, первичных и вторичных фаз, вызванных прокаткой и последующим старением. В том числе, - изменений, обусловленных наложением при пост-деформационном старении процессов обеднения твердого раствора с выделением и ростом его продуктов, а также возврата и рекристаллизации структуры матрицы.

# ПЛАСТИЧЕСКИЕ СТРУИ В ПРИКОНТАКТНЫХ ЗОНАХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Рыбин В.В.<sup>1</sup>, Ушанова Э.А.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург

<sup>2</sup>ФГУП ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей», Санкт-Петербург

elinaus@mail.ru

При сварке взрывом пластическая деформация металла чрезвычайно неоднородна и по мере приближения к поверхности контакта свариваемых пластин резко локализуется в узкой, толщиной порядка 0,1 мм, приконтактной зоне (УКЗ), где её величина и скорость увеличиваются на порядок. В УКЗ были обнаружены специфические структурные элементы, которые непосредственно прилегают к поверхности контакта и возникают в результате локализации там аномально больших пластических деформаций. Имея в виду криволинейный и вихреподобный вид этих элементов макроуровня, было предложено назвать их **пластическими струями** [1 – 3].

В данной работе методами оптической металлографии, EBSD, ТЕМ изучена природа возникновения и развития пластических струй. С этой целью исследована эволюция структур деформационного происхождения **по мере приближения к волнообразной поверхности контакта** вплоть до начала образования пластической струи, а также **по мере развития** пластической струи.

Величина пластической деформации металла меняется в небольших пределах ( $\epsilon \approx 0,1-0,3$ ) вдали от поверхности контакта, что соответствует ранним стадиям пластической деформации. Однако внутри пластической струи деформация резко увеличивается на порядок ( $\epsilon \approx 1,7$ ) и достигает величин, соответствующих стадиям развитой пластической деформации. По мере продвижения пластической струи исследованы ее структурные особенности от момента зарождения, развития и до завершения ее в виде вихря.

Структурные изменения, которые происходят при сварке взрывом, также вносят изменения в локальные прочностные характеристики. Это было проиллюстрировано измерениями микротвердости, как по мере приближения к волнообразной поверхности контакта вплоть до начала образования пластической струи, так и по мере развития пластической струи.

## Литература

1. В.В.Рыбин, Э.А. Ушанова, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак Природа пластического течения металлов в приконтактной зоне при сварке взрывом // Письма в журнал технической физики, 2011, Том 37, выпуск 23. С. 26 – 33.
2. В.В. Рыбин, Э.А. Ушанова, Н.Ю. Золоторевский Особенности строения разориентированных структур в бислойной пластине медь – медь, полученной сваркой взрывом // Журнал технической физики, 2013, Том 83, выпуск 9. С. 63 – 72.
3. V.V. Rybin, E.A. Ushanova, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak. Explosively welded materials bond zone: morphology and crystallography // Reviews on Advanced Materials Science, 31 (2012), P. 14 – 34.

## РАЗНЫЕ СПОСОБЫ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ А5083

Петрова А.Н.<sup>1</sup>, Елистратова Е.Н.<sup>2</sup>, Яблонских Т.И.<sup>1</sup>, Ширинкина И.Г.<sup>1</sup>, Бродова И.Г.<sup>1</sup>, Астафьев В.В.<sup>1</sup>, Насонов А.П.<sup>3</sup>, Овсянников Б.В.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> ЗАО «УРАЛИНТЕХ» г. Екатеринбург

<sup>3</sup> РФЯЦ ВНИИТФ, г. Снежинск

<sup>4</sup> ОАО «КУМЗ»

petrovanastya@yahoo.com

В данной работе представлены результаты структурных исследований и определения механических свойств сплава нового поколения А5083 с мелким и ультрамелким зерном, полученных современными методами литья и обработки металлов давлением. Первая технология объединяет сверхбыстрое затвердевание расплава с пластической консолидацией материала, вторая – мегапластическую деформацию с ударно-волновым воздействием.

Образцы прессованных полуфабрикатов из алюминиевого сплава были изготовлены из чешуек, полученных методом быстрой кристаллизации расплава (спиннингование) со скоростями охлаждения  $10^6$  град/с. Чешуйки в зависимости от скорости вращения диска имели толщину от 100 до 500 мкм. Увеличение скорости вращения диска от 360 до 800 об/мин способствовало измельчению ликвационных эвтектических фаз по границам зёрен от 1 до 0,5 мкм и среднего размера зерна от 10 до 5 мкм. Микротвердость чешуек составила  $H_v = 750-1000$  МПа. Таким образом, метод спиннингования позволяет получать чешуйки с однородной дисперсной структурой. Изготовление полуфабрикатов проходило в несколько стадий – прессование прутка диаметром 20 мм и многократное волочение до диаметра 6,5 мм. Прутки отжигали при температуре 320°C в течении 30 минут. Исследовали эволюцию твердости, прочности и пластичности в зависимости от диаметра прутка до и после отжига. Для сравнения свойства, предъявляемые к полуфабрикатам сплава А5083 на поставку –  $\sigma_b=270$  МПа,  $\sigma_{0,2}=125$  МПа,  $\delta=12\%$ ,  $HV=70$ . Полуфабрикаты, полученные по новой технологии, обладают улучшенными механическими свойствами. Так твердость монотонно возрастает от 85 до 107 единиц с увеличением степени деформации. Временное сопротивление изменяется в диапазоне от 340 до 360 МПа, условный предел текучести – от 225 до 310 МПа, относительное удлинение – от 15,5 до 22,5%.

Метод интенсивной пластической деформации – динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) был применен для получения полуфабрикатов с ультрамелкокристаллической структурой. Важной характеристикой данной технологии является высокая (до  $10^6$  с<sup>-1</sup>) скорость деформации образцов в режиме, близком к простому сдвигу в условиях высокого давления. Влияние скорости деформации изучалось на серии образцов после одного цикла прессования при начальной скорости движения образца в каналах  $V=150, 300, 400$  м/с. Структура сплава представляет собой микро-полосы сдвига, состоящие из вытянутых слабаразориентированных ячеек. Средний размер кристаллитов составил 180, 240, 300 нм для  $V = 150, 300, 400$  м/с, соответственно. Для исследования влияния накопленной деформации сравнивали структурные состояния образцов, полученных при фиксированной скорости  $V=250-300$  м/с после одного и двух циклов прессования. В образце после двух циклов ДКУП при  $V=250$  м/с формируется ультрамелкокристаллическая структура со средним размером кристаллитов 460 нм. Твердость сплава после ДКУП повышается в среднем на 47 %.

Проведено сравнение механических свойств полуфабрикатов, полученных двумя способами.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Программы Президиума РАН (проект 12-П-2-1009) и проекта РФФИ №14-02-31341 мол\_а.

## ЭФФЕКТ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ И ВТОРЫЕ ФАЗЫ СПЛАВА МА14

Нугманов Д.Р., Ситдигов О.Ш., Маркушев М.В.

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

Одним из эффективных способов повышения комплекса механических свойств сплавов с малым числом систем скольжения, к которым относятся и сплавы на основе магния, является измельчение их структурных и фазовых составляющих с помощью интенсивной пластической деформации (ИПД).

Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ) изучали феноменологию и природу изменений зеренной структуры и вторых фаз в горячепрессованном прутке диаметром 90 мм промышленного сплава МА14 (Mg-6Zn-0,6Zr), вызванных ИПД.

ИПД реализовали всесторонней изотермической ковкой (ВИК), которую проводили до суммарной эффективной степени деформации  $e \sim 10,2$  в три этапа в интервале температур 400-200 °С. РЭМ исследования проводили на микроскопе Tescan Mira LM с приставкой HKL CHANNEL 5 для анализа структуры методом дифракции обратноотраженных электронов (EBSD - electron backscattered diffraction). ПЭМ исследования проводили на микроскопе JEOL-2000EX при ускоряющем напряжении 160 кВ. Объекты для ПЭМ и РЭМ исследований готовили по стандартной процедуре с использованием электрополировки на приборе Tenupol 5. По ПЭМ изображениям и EBSD картам, с построением спектра разориентировок границ зерен, анализировали однородность, объемную долю, форму и геометрические размеры структурных составляющих, в том числе частиц вторых фаз, включая наноразмерные дисперсоиды. Количественный анализ, с определением диаметра (длины и ширины) частиц и их объемной доли, проводили по BSE-снимкам и с помощью программного пакета Image J2x<sup>®</sup>.

Обнаружили, что исходная смешанная структура прутка, представлявшая собой комбинацию грубых волокон и мелких ( $d \sim 9,0$  мкм) равноосных зерен, послековки преобразуется в сравнительно гомогенную (ультра)мелкозернистую структуру с равноосными кристаллитами размером от 0.5 до 3 мкм и долей высокоугловых границ  $\sim 90$  %. Одновременно при ВИК проходило «размытие» строчек, образованных грубыми частицами избыточных фаз (преимущественно фазы  $MgZn_2$ ), сопровождаемое измельчением частиц в этих строчках без изменения их объемной доли и коэффициента формы. Другим процессом, имевшим место при ВИК при температурах ниже сольвуса, являлся распад твердого раствора с выделением и коагуляцией упрочняющей фазы.

Рассмотрены особенности рекристаллизационных процессов, протекавших в матрице на различных стадиях ВИК. Обсуждены механизмы формирования новых зерен, в том числе, связанные с двойникованием. Показана роль различных по природе и морфологии частиц вторых фаз сплава в измельчении зерен.

# ТЕМПРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ СПЛАВА $\text{Ni}_{50,6}\text{Mn}_{35,8}\text{In}_{13,6}$ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Мусабилов И.И., Мулюков Р.Р., Абзгильдин Я.А.

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

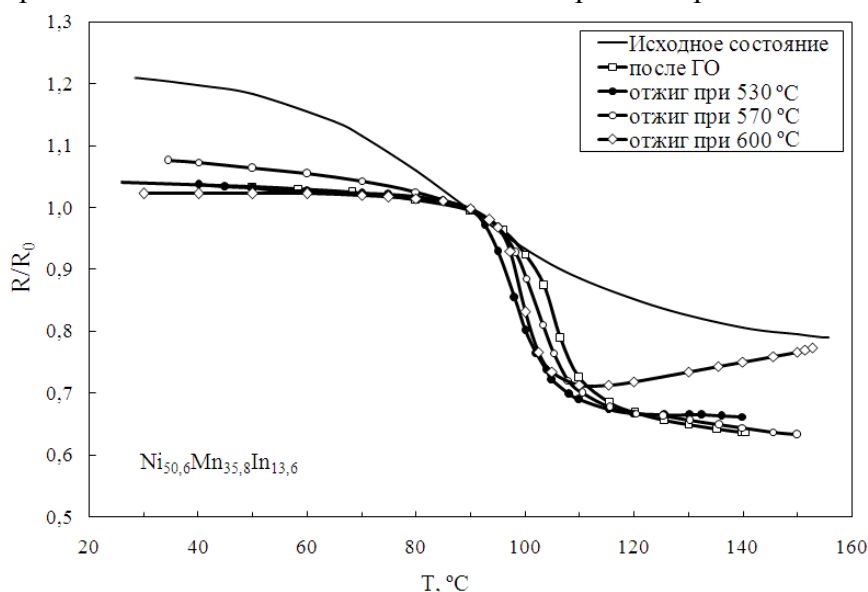
В последние годы наблюдается интерес к сплавам системы Ni-Mn-In в связи с обнаружением в них высокого значения магнетокалорического эффекта (МКЭ) в области мартенситного превращения. В данных материалах имеется возможность управления термодинамикой фазового превращения с помощью внешнего магнитного поля, что, в свою очередь, открывает перспективы применения их в качестве твердого хладагента в холодильных устройствах. Сплавы, обладающие вышеупомянутыми свойствами, являются интерметаллидами, и ожидаемые свойства проявляются только в их упорядоченном состоянии. В состоянии твердого раствора в них мартенситное превращение не происходит. Температура упорядочения (точка Курнакова) зависит от химического состава сплава и по этой причине после выплавки необходима дополнительная термообработка для получения упорядоченного состояния.

В работе представлены результаты исследования температурной зависимости электрического сопротивления сплава  $\text{Ni}_{50,6}\text{Mn}_{35,8}\text{In}_{13,6}$  в исходном литом состоянии и после отжига при температурах 500°C, 530°C, 570°C, 600°C в течении 6 часов и гомогенизирующего отжига при 900°C в течении 5 часов. Запись кривых проводилась в интервале температур от 20°C до 160°C.

Соответствующие результаты представлены на рисунке. Как показывает кривая  $R/R_0(T)$  в состоянии после выплавки, сплав находится в разупорядоченном состоянии, поскольку с повышением температуры образца во всем интервале электросопротивления монотонно снижается, а не наоборот как в чистых металлах.

Гомогенизирующий отжиг при 900°C приводит к появлению на кривой узкого интервала мартенситного превращения. Однако в аустенитной фазе с ростом температуры образца электросопротивление продолжает монотонно снижаться. Дальнейший отжиг образца при температурах 530°C, 570°C и 600°C в течение 6 часов, проводимый с целью получения упорядоченного состояния, приводит к незначительному смещению температуры фазового превращения в сторону высоких температур. В аустенитной фазе как и в предыдущем случае электросопротивление образца снижается. Только после отжига при 600°C происходит упорядочение образца и кривая  $R/R_0(T)$  становится похожим на соответствующие кривые чистых металлов. А именно в области мартенситной и аустенитной фазы электросопротивление образца с ростом температуры увеличивается. В области мартенситного превращения наблюдается свойственное этому превращению скачкообразное изменение электросопротивления.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-02-31699-мол а.*





## УСКОРЕНИЕ ОСТЕОИНТЕГРАЦИИ ТИТАНОВЫХ ДЕНТАЛЬНЫХ ИМПЛАНТАТОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННОЙ МЕЖТКАНЕВОЙ ЖИДКОСТИ

Климашина Е.С.<sup>1</sup>, Юдин Д.К.<sup>2</sup>, Гаршев А.В.<sup>1</sup>, Путляев В.И.<sup>1</sup>, Циклин И.Л.<sup>3</sup>,  
Вайлерт В.А.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Московский Государственный Университет имени М.В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>Московский Областной Научно-Исследовательский Клинический Институт имени  
М.Ф. Владимирского, Москва

<sup>3</sup>Городская Клиническая Больница имени С.П. Боткина департамента здравоохранения  
Москвы, Москва

<sup>4</sup>Мальтийская клиника святого Иоганеса, Дуйсбург, Германия  
klimashina@inorg.chem.msu.ru

На сегодняшний день дентальная имплантация является одним из наиболее распространенных методов лечения адентии. Для успешных результатов лечения в ближайшие и отдаленные сроки необходимо наличие адекватной поверхности имплантата, сочетающей свойства смачиваемости и пористости, которая может быть получена осаждением ультрамелкозернистого гидроксиапатита (ГА) из пересыщенного раствора искусственной межтканевой жидкости 5xSBF (Simulated Body Fluid).

**Цель:** оптимизация качественных и количественных показателей остеоинтеграции дентальных титановых имплантатов путем модификации поверхности методом осаждения нанокристаллического ГА из пересыщенного раствора 5xSBF.

**Задача:** изучение морфологии поверхности различных титановых заготовок, степени осаждения фосфатов кальция из 5xSBF на различных титановых имплантатах с различной морфологией поверхности.

Титановые имплантаты помещали в свежеприготовленный раствор 5xSBF-раствор на 1, 5, 30 суток и термостатировали при 36.6°C. Далее исследуемые образцы были извлечены из раствора и высушены при температуре 30°C в сушильном шкафу на воздухе.

Электронномикроскопические исследования образцов показали, что кристаллический слой, сформированный на поверхности титановых имплантатов, имеет плавный переход от поверхности имплантата к основной массе фосфата кальция без видимых границ за счет роста пластинчатых и сферических кристаллов фосфата кальция (ультрамелкозернистого карбонатгидроксиапатита).

Использование искусственной межтканевой жидкости в клинике хирургической стоматологии позволяет ускорить процесс интеграции дентальных титановых имплантатов в кости и пролонгировать время их эксплуатации. Данный метод был успешно применен в более чем 50 клинических случаях у пациентов с адентией. Период наблюдения свыше двух лет, за который проводились контрольные осмотры и дентальные компьютерные томографии, по данным которых у пациентов с адекватным уровнем гигиены, и соблюдающих все рекомендации, не было отмечено ни одного случая переимплантата и пришеечной резорбции в области установленного имплантата.

По сравнению с технологией механического нанесения ГА, данная технология обеспечивает создание жертвенного ультрамелкозернистого ГА, не препятствующего росту костного интерфейса, и супергидрофильной поверхности. Получаемая поверхность позволяет так же расширить показания к дентальной имплантации и повысить показатели интеграции у пациентов с нарушением минерального обмена обусловленного различными факторами.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 12-08-00681-а, 12-08-33125-мол\_а\_вед.*



# ЭВОЛЮЦИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6 ПРИ ПЛОСКОЙ ПРОКАТКЕ

Ситдиков В.Д.<sup>1</sup>, Александров И.В.<sup>1</sup>, Даниленко В.Н.<sup>2</sup>, Попов В.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

В настоящем докладе представлены результаты экспериментальных исследований и компьютерного моделирования процессов эволюции кристаллографической текстуры в исходных и ультрамелкозернистых (УМЗ) титановых заготовках марки ВТ6, подвергнутых плоской прокатке со степенью обжатия 75% и 95%. УМЗ заготовки были получены методом всесторонней изотермическойковки (6 и 8 циклов при температурах 550 °С и 650 °С соответственно), являющимся одним из основных методов интенсивной пластической деформации (ИПД).

В результате получены экспериментальные полюсные фигуры и функции распределения ориентировок для различных структурных состояний (рис. 1).

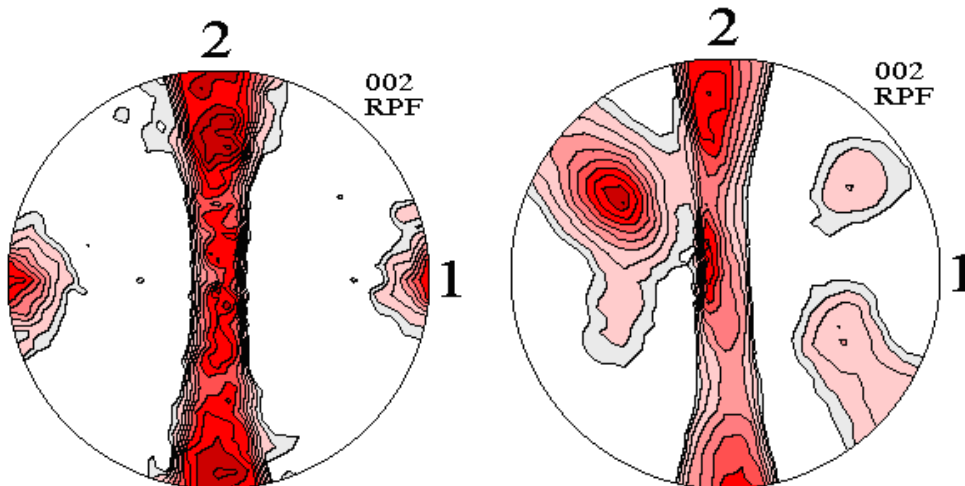


Рис. 1. Прямые полюсные фигуры (0002) титановых заготовок марки ВТ6 в исходном и УМЗ состоянии (8 циклов  $T=550$  °С)

В рамках вязкопластической самосогласованной модели проведено моделирование процессов текстурообразования в ходе плоской прокатки исходных и УМЗ титановых заготовок с последующим установлением активности базисных  $\{0001\} \langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$ , призматических  $\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ , пирамидальных 1<sup>го</sup> рода  $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ , пирамидальных 1<sup>го</sup> рода  $\{10\bar{1}1\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$  и 2<sup>го</sup> рода  $\{11\bar{2}2\} \langle \bar{1}\bar{1}23 \rangle$  систем скольжения, а также систем двойникового растяжения  $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}011 \rangle$  и сжатия  $\{2\bar{1}\bar{1}2\} \langle 2\bar{1}\bar{1}\bar{3} \rangle$  в зависимости от степени деформации. Сделаны оценки среднего числа действующих систем скольжения.

В результате расчета анизотропии прочностных свойств на основе построения контуров текучести установлено, что увеличение степени обжатия плоской прокатки способствует формированию более изотропной структуры. Полученные результаты позволяют объяснять и прогнозировать деформационное поведение УМЗ титановых заготовок марки ВТ6 с учетом параметров его микроструктуры и кристаллографической текстуры.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-97052 p\_поволжье\_a.*

## МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОРОТКОВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Ti-TiB

Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсина Э.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
ramilgaisin@gmail.com

Благодаря высокой прочности, жесткости, химической стабильности по отношению к титану и сходному с титаном коэффициенту линейного расширения моноборид титана (TiB, сверхструктура B27) является одним из наиболее перспективных упрочнителей композиционных материалов на основе титановой матрицы. Достоинством моноборида титана является и тот факт, что он образуется in-situ при обычном литье в ходе реакции борного порошка и титана без образования дополнительных фаз. Это открывает возможность для изготовления композиционных материалов на основе Ti-TiB с помощью обычного литья.

В работе изучали композиты на основе технически чистого титана VT1-0 и двухфазного жаропрочного сплава VT8 составов VT1-0-1.5 и 2 вес.%B, VT8-1.5 и 2 вес.%B, полученных с помощью аргонно-дуговой плавки. Композиционные материалы содержали около 8 и 12 об.% моноборида титана (при содержании бора соответственно 1.5 и 2.0 вес.%) и соответствовали эвтектическому и заэвтектическому составу.

Микроструктура литых композиционных материалов, легированных 1.5 вес.% B, образована однофазной  $\alpha$  матрицей (в VT1-0-1.5B) или двухфазной  $\alpha+\beta$  матрицей (в VT8-1.5B) и равномерно распределенными хаотично ориентированными волокнами моноборида титана. Размер волокон составляет  $\varnothing 0.5-5 \times 10-200$  мкм в случае эвтектических составов; в композитах заэвтектического состава наблюдаются также крупные первичные бориды размером до  $\varnothing 20 \times 1000$  мкм.

Для композиционного материала VT1-0-1.5B с помощью испытаний на сжатие были установлены температурно-скоростные условия деформации, обеспечивающие эффективную переориентацию боридов при их незначительном дроблении. Найденные температурно-скоростные условия были использованы для 2-Dковки (протяжки) композиционных материалов с целью выстраивания боридов в одном направлении. Горячая 2-Dковка исследуемых композитов обеспечила эффективную переориентацию большей части волокон моноборида титана в направлении, перпендикулярном обеим осям деформации. Часть крупных боридов (в особенности первичных боридов в заэвтектических композитах) разрушилась, их длина после протяжки не превышала 200 мкм. Среднее значение отношения длины волокон к диаметру после 2-Dковки составило около 20 для всех исследуемых композиционных материалов.

Механические испытания на растяжение после горячей деформации показали, что кратковременная прочность композиционных материалов значительно на (30-65%) возрастает в широком интервале температур по сравнению с матричным сплавом при сохранении приемлемой пластичности (>5% удлинения при комнатной температуре). Как было показано для VT8-1.5 вес.%B, присутствие волокон моноборида титана значительно повышает и сопротивление ползучести материала в области рабочих температур (450-600°C) по сравнению с матричным материалом.

Анализ поверхности разрушения после растяжения показал, что развитию разрушения способствует, прежде всего, присутствие неблагоприятно ориентированных по отношению к оси деформации волокон моноборида титана. Наличие множественного разрушения волокон боридов поперек направлению растяжения свидетельствует о хорошем сцеплении матрицы и упрочнителя, а также эффективной передаче нагрузки от матрицы к упрочнителю. На основе известной модели упрочнения коротковолокнистых композиционных материалов обсуждается эффективность деформационного процесса с точки зрения повышения механических свойств композиционных материалов на основе Ti-TiB.

# ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА, ПОДВЕРГНУТОЙ ХОЛОДНОМУ КРУЧЕНИЮ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Тукеева М.С.<sup>1</sup>, Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Кошовкина В.С.<sup>2</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения  
Российской академии наук, г. Томск

<sup>2</sup>ФГБОУ ВПО «Национальный исследовательский Томский политехнический  
университет», г. Томск  
tms@ispms.tsc.ru

Методами рентгеноструктурного анализа (РСА), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), EBSD-анализа, микроиндентирования в работе изучали влияние высокотемпературных отжигов на особенности структуры, фазовые превращения и прочностные свойства (микротвердость) высокомарганцевой аустенитной стали Гадфильда (Fe-13Mn-1,3C (мас. %)) после холодного кручения в наковальнях Бриджмена. Кручение проводили при давлении 5 ГПа при комнатной температуре на пять полных оборотов. Отжиги проводили при температурах 400, 500, 600, 700, 800°C с выдержкой 1 час и последующей закалкой в воду. Структурно-фазовые превращения и эволюция микротвердости стали Гадфильда в процессе кручения под давлением были изучены ранее [1].

Высокие значения микротвердости (7,0÷7,5 ГПа), соответствующие высокопрочному состоянию после кручения в наковальнях Бриджмена, сохраняются в стали Гадфильда до температуры отжига 500°C. Согласно данным ПЭМ, двойники деформации, образованные в исследуемой стали после кручения под давлением, наблюдаются до температуры 500°C. Однако при часовых отжигах при 400°C, 500°C происходит релаксация (отпуск) структуры, средняя ширина двойников ( $t$ ) и расстояние между двойниками ( $e$ ) увеличивается по сравнению с состоянием после деформации кручением ( $t = 30$  нм,  $e = 25$  нм):  $t$  возрастает до 200 нм, а  $e$  до 650 нм. В соответствии с данными РСА, ПЭМ и EBSD-анализа при температуре отжига 400°C структура стали Гадфильда представляет собой аустенит. После отжига при 500°C рентгенограммы указывают на большое содержание  $\alpha'$ -фазы, на ПЭМ-изображениях видно образование зародышей перлитных колоний в локальных областях (в основном в полосах локализации). После отжига при температуре 600°C в стали Fe-13Mn-1,3C происходит распад аустенита с образованием мелких зерен феррита и карбидов (размер зерна аустенита – 0,42 мкм, зерна феррита – 0,28 мкм), в структуре сохраняется большое количество 60-градусных двойниковых границ. Увеличение температуры отжига до 600°C приводит к спаду значений микротвердости до 5,7 ГПа. После кручения под давлением и последующих отжигов при 700, 800°C в исследуемой стали идут процессы рекристаллизации, что приводит к дальнейшему уменьшению микротвердости. При таких температурах отжига происходит обратное  $\alpha' \rightarrow \gamma$  фазовое превращение, наблюдается рост зерна аустенита, выделение карбидов  $M_3C$ .

Таким образом, за высокую термическую стабильность структуры стали Гадфильда (до 500°C), полученной методом кручения в наковальнях Бриджмена [1], отвечает сохранение двойников деформации в аустените, а также образование ультрамелкодисперсной  $\alpha'$ -фазы.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ № 14-08-31239 мол\_а).*

## Литература

1. Astafurova E.G., Tukeeva M.S., Maier G.G., Melnikov E.V., Maier H.J. Microstructure and mechanical response of single-crystalline high-manganese austenitic steels under high-pressure torsion: The effect of stacking-fault energy // Materials Science & Engineering A. – 2014. – V.604. – P. 166-175.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИОННОГО ТРИПОЛЯ СО СТОЯЧЕЙ ЗВУКОВОЙ ВОЛНОЙ

Мурзаев Р.Т.<sup>1</sup>, Бачурин Д.В.<sup>1,2</sup>, Назаров А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
450001, г. Уфа, ул. Халтурина, 39*

<sup>2</sup>*Institute for Applied Materials, Karlsruhe Institute of Technology,  
76344, Eggenstein-Leopoldshafen, Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, Germany  
mur611@mail.ru*

В кристаллических материалах при деформировании знакопеременными нагрузками и/или при воздействии высокоамплитудными ультразвуковыми волнами происходит развитие усталостных повреждений, например, зарождение трещин, которое самым непосредственным образом связано с особенностями эволюции дислокационной структуры. В связи с этим, задача создания материалов с хорошими усталостными характеристиками включает в себя, прежде всего, изучение механизмов образования и динамики таких дислокационных структур, в частности, дислокационных мультиполей.

В экспериментальных работах можно опытным путем определить начальные и конечные положения дислокаций, в то время как выявить особенности движения дислокаций в процессе ультразвукового воздействия не удастся. В этом случае на помощь приходит компьютерное моделирование. Работ, связанных с моделированием взаимодействия ультразвука на дислокационные структуры, немного.

В настоящей работе изучено: может ли периодическое знакопеременное (с нулевым средним) напряжение вызвать однонаправленное поступательное движение устойчивых дислокационных конфигураций как единого целого. Данная задача решалась при помощи численного моделирования.

Были изучены множество дислокационных структур состоящие из трех дислокаций, из которых были выделены устойчивые конфигурации. Данные устойчивые структуры были в дальнейшем исследованы под воздействием внешней знакопеременной нагрузки в зависимости от амплитуды и частоты. В результате исследования были обнаружены три устойчивые конфигурации дислокационных триполей, которые дрейфуют под воздействием внешней нагрузки. Данные дислокационные структуры были детально исследованы под воздействием ультразвуковой стоячей волны в зависимости от амплитуды и частоты внешней нагрузки.

Основные выводы по данной работе могут быть сформулированы следующим образом.

1. Обнаружены три различные стабильные подвижные конфигурации дислокационного триполя. Каждой такой трипольной конфигурации соответствует одно стационарное решение с ненулевой скоростью дрейфа.

2. Дрейф дислокационного триполя происходит только в том случае, когда центры масс положительных и отрицательных дислокаций не совпадают. Направление дрейфа триполя также определяется положением центра масс разноименных дислокаций.

3. Динамика движения дислокационного триполя полностью определяется его структурой.

## ФОРМИРОВАНИЕ И ОСОБЕННОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ

Остапенко М.Г.<sup>1,2</sup>, Мейснер Л.Л.<sup>1,3</sup>, Лотков А.И.<sup>1</sup>, Гудимова Е.Ю.<sup>1,3</sup>, Захарова М.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия  
artifakt@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе никелида титана, известные проявлениями эффектов памяти формы, являются типичными представителями класса материалов, физико-механические свойства которых сильно зависят как от структурного-фазового состояния, так и от химического состава сплава [1]. Экспериментально показано, что модификация поверхности сплавов на основе никелида титана низкоэнергетическими электронными пучками приводит к повышению их коррозионной стойкости, усталостной прочности, упрочнению поверхности [2], причем контроль данных свойств достигается путем выбора параметров пучка, а именно состава пучка, энергии частиц и длительности облучения. Известно, что после обработки поверхности никелида титана импульсными электронными пучками, его поверхностные свойства, очевидно, будут определяться структурно-фазовым состоянием в поверхностном слое.

Цель данной работы – исследовать закономерности изменения фазового состава в поверхностных слоях никелида титана в зависимости от плотности энергии в низкоэнергетическом пучке электронов.

Электронно-пучковую обработку поверхности образцов из сплава  $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$  (далее -  $TiNi$ ) проводили с использованием 5-кратного импульсного (длительность импульса  $\tau=150$  мкс) воздействия низкоэнергетическим сильноточным ( $I=70$  А) электронным пучком (НСЭП) в режиме поверхностного плавления при плотностях энергии в электронном пучке:  $E_1=15$  Дж/см<sup>2</sup>,  $E_2=20$  Дж/см<sup>2</sup> и  $E_3=30$  Дж/см<sup>2</sup>. Исследования структуры поверхностных слоев проводили методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что в образцах  $TiNi$ , облученных пучком при  $E \leq 20$  Дж/см<sup>2</sup>, слой, содержащий мартенситную фазу, находится не на поверхности, а на некоторой глубине от нее. В образце  $TiNi$ , облученном электронным пучком при  $E_3=30$  Дж/см<sup>2</sup>, вся приповерхностная область характеризуется двухфазным состоянием ( $B2+B19'$ ) с преимущественным содержанием фазы  $B19'$ . Обнаружено, что чем меньше плотность энергии, тем меньше количество мартенситной фазы. Высказано предположение, что сдерживающим фактором для реализации фазового мартенситного превращения  $B2 \rightarrow B19'$  в приповерхностной области образцов  $TiNi$  после их электронно-пучковой обработки при плотностях энергии  $E \leq 20$  Дж/см<sup>2</sup> является наличие значительных по величине, неоднородных, изменяющихся по глубине от облученной поверхности, остаточных напряжений.

*Исследования проведены в рамках проекта СО РАН № III.23.2.1 и при финансовой поддержке стипендиального фонда Президента Российской Федерации (СП-236.2012.4).*

### Литература

1. Ионно-лучевая и ионно-плазменная модификация материалов: Монография / К.К. Кадыржанов, Ф.Ф. Комаров, А.Д. Погребняк, В.С. Русаков, Т.Э. Туркебаев. М.: Изд-во МГУ, 2005, 640 с.
2. Zhang, K. M., Yang, D. Z., Zou, J. X., Grosdidier, T., & Dong, C. Improved in vitro corrosion resistance of a NiTi alloy by high current pulsed electron beam treatment // Surface and Coatings Technology. 2006. Vol. 201(6). P. 3096-3102.

## ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Букреева К.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
karina-buk@yandex.ru

Углеродные нанотрубки (УНТ) широко исследуются в настоящее время из-за уникальности их электромеханических и прочностных свойств. Модуль Юнга УНТ равен 1,1 ТПа, при этом прочность на растяжение достигает 110 ГПа [1]. Благодаря этим свойствам УНТ используются в качестве упрочняющих компонентов при создании композиционных материалов. В работе [2] показано, что добавление 1% УНТ в полистирол, повышает его прочность на 25%.

Наиболее распространенным методом теоретического изучения свойств УНТ является метод молекулярно-динамического моделирования. С помощью атомистического моделирования в работе [3] было установлено, что прочность на сдвиг УНТ типа «кресло» выше, чем УНТ типа «зигзаг». Подобный результат был получен при одноосном растяжении УНТ [4]. Однако на прочность нанотрубок влияет не только ее хиральность, но и дефекты кристаллической структуры. Наиболее часто встречающимися дефектами УНТ являются вакансии [5] и дефекты Стоуна-Троуэра-Уоллеса (СТУ) [6]. Численные эксперименты показали, что вакансии снижают критическое напряжение и деформацию в среднем на 35% и 20% соответственно. Дефекты СТУ могут влиять по-разному на прочность УНТ, поскольку в работе [7] установлено, что при растяжении листа графена вдоль направления «зигзаг» прочность листа графена с дефектами остается равной прочности бездефектного графена, а при растяжении вдоль направления «кресло» прочность графена с дефектами снижается по сравнению с бездефектным случаем. Таким образом, можно предположить, что на прочность УНТ могут влиять как хиральность, так и ее дефектная структура.

В данной работе будет показано, как влияют дефекты СТУ двух различных ориентаций на прочность УНТ двух хиральностей – «зигзаг» и «кресло». Так же будет представлено влияние температуры на прочность УНТ как бездефектных, так и содержащих различные типы дефектов СТУ.

### Литература

1. Peng B., Locascio M., Zapol P., Li S., Mielke S.L., Schatz G.C., Espinosa H.D. Measurements of nearultimate strength for multiwalled carbon nanotubes and irradiation-induced crosslinking improvements // *Nat Nano*. 2008. 3(10). P. 626.
2. Qian D., Dickey E.C., Andrews R., Rantell T. Load Transfer and deformation mechanisms in carbon nanotube-polystyrene composites // *Appl Phys Lett*. 2000. 76(20). P. 2868–70.
3. Vijayaraghavan V., Wong C.H.. // *Phys. E: Low-dimensional Systems and Nanostructures*. 2013. 54. P. 206.
4. N. Toshiaki, E. Marinobu. // *Carbon*. 2004. 42. P. 2147.
5. Hashimoto A., Suenaga K., Gloter A., Urita K., Iijima S. Direct evidence for atomic defects in graphene layers. // *Nature*. 2004. 430(7002). P. 870.
6. Throter P. jr. in *Chemistry and Physics of Carbon*, edited by Walker P. L.V.5 (Dekker, New York). 1969. P. 262.
7. Baimova J.A., Bo L., 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. 103. 46001.

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАВНОМЕРНОЙ КОРРОЗИИ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э125 ПРИ ИСПЫТАНИЯХ В АВТОКЛАВЕ

Никулин С.А.<sup>1</sup>, Рожнов А.Б.<sup>1</sup>, Котенева М.В.<sup>1</sup>, Перегуд М.М.<sup>2</sup>, Рогачев С.О.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

<sup>2</sup>ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, г. Москва

nikulin@misis.ru

Целью работы было проведение сравнительных испытаний на равномерную коррозию циркониевого сплава Э125 (Zr-2,5%Nb) в исходном и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. УМЗ структуру в сплаве получали методом равноканального углового прессования (РКУП), проведенного при температуре 460 °С и числе проходов N=4.

Коррозионные испытания проводили на плоских образцах толщиной 1 мм, шириной 15 мм, длиной 100 мм в автоклаве в среде пара при температуре 400 °С, давлении 10,5 МПа в течение 300 суток с периодической регистрацией привеса массы образцов в процессе испытаний.

Структура образцов сплава Э125 в исходном состоянии была частично рекристаллизованной с размером зерен 0,4-1,1 мкм. РКУП сплава Zr-2,5%Nb приводит к созданию нерегулярной зеренно-субзеренной структуры с размером зерен 200-700 нм.

После испытаний из оксидных пленок, сформировавшихся на поверхности образцов, методом фокусированного ионного пучка готовили тонкие фольги и исследовали структуру методом просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии. Кроме того, измеряли микротвердость пленок методом Оливера-Фарра (размер отпечатка ~3 мкм) и измеряли прочность сцепления пленок с подложкой (скрэтч-тест). Также методами просвечивающей электронной микроскопии анализировали структуру самого циркониевого сплава обоих состояний до и после коррозионных испытаний.

Анализ кинетики окисления и привесов массы образцов обоих состояний сплава Э125 после коррозионных испытаний в паре не выявил существенной разницы между ними. Толщина пленок в обоих состояниях была примерно одинаковая и составила 20 мкм.

Однако оксидные пленки имели различную микроструктуру: в сплаве Э125 в исходном состоянии наблюдались вытянутые столбчатые зерна со средней толщиной ~64 нм по всей толщине пленки, а в сплаве Э125 с УМЗ структурой наблюдались вытянутые зерна со средним размером ~55 нм. На самой поверхности пленки УМЗ сплава кроме зерен столбчатой формы наблюдались равноосные зерна со средним размером ~20 нм.

Анализ микроструктуры сплава в обоих состояниях до и после коррозионных испытаний показал, что длительная выдержка в автоклаве при коррозионных испытаниях при температуре 400 °С приводит к росту зерна сплава в обоих состояниях. Размер зерна в сплаве с УМЗ структурой после коррозионных испытаний составил 0,5-1,5 мкм (у сплава в исходном состоянии после коррозионных испытаний - свыше 3 мкм).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 14-03-31422 мол\_a).*

# СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo-C-Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Каргаполов К.С.<sup>1</sup>, Романов Д.А.<sup>1</sup>, Будовских Е.А.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк  
romanov\_da@physics.sibsiu.ru

Композиционные материалы системы Mo-C-Cu обладают стойкостью к электрической эрозии на порядок более высокой по сравнению с электротехнической медью. В последние годы разрабатывается метод электровзрывного напыления (ЭВН) покрытий. Перспективным направлением развития способов ЭВН композиционных материалов является модифицирование этих покрытий высокоинтенсивными электронными пучками.

Исследования поверхности облучения, осуществленные методами СЭМ, показали, что обработка образца электронным пучком во всех режимах приводит к кардинальным преобразованиям поверхности образца. В ней выделяются две области – центральная и периферийная. В центральной области воздействия пучка электронов исчезают микрокапли, микрократеры и микротрещины, описанные ранее в, рельеф поверхности выглаживается. Формируется структура, включающая сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом, и шероховатые области.

Импульсно-периодическая электронно-пучковая обработка поверхности электровзрывных покрытий системы Mo-C-Cu с поверхностной плотностью энергии 40–60 Дж/см<sup>2</sup>, длительностью импульсов 150–200 мкс, количеством импульсов 10–30 имп. приводит к переплавлению поверхностного слоя покрытий толщиной 30–50 мкм и выглаживанию его рельефа. При этом общая толщина покрытий составляет 60–80 мкм. На поверхности электронно-пучковой обработки формируется структура, включающая сравнительно гладкие области неправильной формы, располагающиеся на поверхности покрытия хаотическим образом и шероховатые области. В гладких областях выявляется зеренная структура с размером зерен от 5 до 30 мкм. Внутри зерен выявляется ячеистая структура с размером ячеек 0,5–1,0 мкм. Гладкие области образованы медью. Шероховатые области образованы частицами молибдена с размерами от 0,5 до 5,0 мкм. При этом покрытия содержат молибден и медь в соотношении приблизительно равном 1:1 и и упрочнено 5–10 % Mo<sub>2</sub>C.

Электронно-пучковая обработка покрытий приводит к формированию композиционной наполненной структуры по всему сечению переплавляемого слоя, формированию в нем более дисперсной и однородной структуры по сравнению с нижележащим слоем. Размеры включений молибдена и карбида Mo<sub>2</sub>C в медной матрице уменьшаются в 2–5 раз по сравнению с их размерами сразу после электровзрывного напыления и изменяются в пределах от 0,1 до 0,5 мкм.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи\_м, госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011 и задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы в рамках проектной части государственного задания в сфере научной деятельности*



# ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА С РАЗЛИЧНЫМИ УПРОЧНЯЮЩИМИ ФАЗАМИ

Трегубов И.М.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж  
ilia.tregubov@mail.ru

Проведено исследование микротвердости тонкопленочных наноконпозиционных покрытий  $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ ,  $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ , и  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  в широком интервале концентраций металлической фазы ( $30 \leq x \text{ ат. \%} \leq 95$ ).

Образцы наноконпозиционных покрытий получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней. Совместное осаждение компонент материала производилось на ситалловые (СТ-50) подложки, на поверхности которых, в результате процессов самоорганизации, происходило формирование двухфазной структуры. Химический состав образцов контролировался рентгеновским электронно-зондовым микроанализом. Толщина полученных покрытий составляла  $\sim 6 \div 8$  мкм. Исследование структуры композитов производилось на более тонких образцах (600 – 800 Å), напыленных на монокристаллы NaCl, с помощью просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai G2 20F S TWIN. Измерение микротвердости наноконпозиционных покрытий на ситалловых подложках осуществлялось на приборе ПМТ-3М при нагрузке 0,245 Н и 0,49 Н с использованием индентора Кнупа.

В соответствии с ПЭМ все композиты на основе кобальта были наногранулированными с небольшими отличиями друг от друга. Сравнительное изучение структуры массивных образцов композитов, утонченных в поперечном направлении и тонких образцов для ПЭМ в планарном направлении, имеющих одинаковые концентрации металлической фазы показало, что наноконкомпозит имеет изотропную гранулированную структуру. Анализ электронограмм показывает, что в композитах присутствуют две фазы: кобальт и диэлектрик. Фаза кобальта во всех случаях кристаллическая. Структуры оксидных фаз являются аморфными, а структура диэлектрика  $\text{CaF}_2$  - кристаллической - на электронограмме присутствуют четкие дифракционные кольца от фазы  $\text{CaF}_2$ .

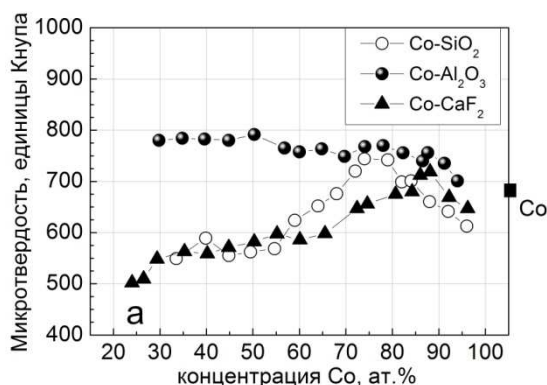


Рис. 1. Концентрационная зависимость микротвердости наноконкомпозитов  $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ ,  $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ ,  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  в единицах Кнупа при нагрузке на индентор 0,294Н; ■ – значение микротвердости пленки, напыленной из чистого Co

Установлено, что в данных наноконкомпозитах качественно выполняется «закон смесей»: микротвердость в системах  $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$ , и  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  увеличивается с ростом концентрации кобальта, в то время как в композитах  $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$  микротвердость практически не меняется. Установлено, что максимум микротвердости в области 75 – 85 ат.% металлической фазы, обнаруженный в системах на основе железа, имеет место в композитах  $\text{Co}_x(\text{SiO}_2)_{100-x}$  и  $\text{Co}_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$  и отсутствует в  $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ , хотя морфологически системы  $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$  и  $\text{Co}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$  практически идентичны.

Было предположено, что упрочняющие свойства диэлектрической фазы оптимальны в том случае, когда её состав соответствует стехиометрии. Известно, что при напылении оксидных (фторидных)

диэлектриков в чистом аргоне формируются нестехиометричные по кислороду (фтору) соединения. Предполагается, что, если избыточный элемент диэлектрика (в нашем случае Si, Al или Ca) может растворяться в металлической фазе композита и диэлектрическая фаза становится стехиометричной, должен наблюдаться упрочняющий эффект. Анализ бинарных фазовых диаграмм показал, что в тех системах, где наблюдается эффект упрочнения, растворимость избыточного элемента диэлектрика в металлической фазе существует (то есть Si и Ca растворяются в Co). При этом растворимость Al в Co отсутствует.

## РЕЗОНАНСНАЯ ДИНАМИКА ДОМЕННЫХ СТЕНОК В МНОГОСЛОЙНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СТРУКТУРАХ

Абакумова Н.Н.<sup>1</sup>, Гумеров А.М.<sup>1</sup>, Муртазин Р.Р.<sup>1</sup>, Кудрявцев Р.В.<sup>1</sup>,  
Дмитриев С.В.<sup>2</sup>, Екомасов Е.Г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Башкирский государственный университет, Уфа*

<sup>2</sup> *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

abakumovan@rambler.ru

В последнее время широко исследуются многослойные магнитные структуры в связи с возможностью их практического применения [1,2]. Часто они представляют собой периодически чередующиеся слои двух материалов с различными физическими свойствами. В настоящее время часто изучается динамика спиновых волн и магнитных неоднородностей, распространяющихся в таких системах перпендикулярно границам раздела слоев [3-5]. Отметим, что часто именно изучение одномерных моделей позволяет понять влияние тех или иных магнитных параметров на рассматриваемый процесс. Показано, что наличие тонкого слоя с параметрами магнитной анизотропии меньшей, чем в соседних слоях может приводить, например, к появлению зародыша новой магнитной фазы, новым динамическим эффектам, таким как отражение движущейся ДГ от «притягивающего потенциала». В настоящей работе проведено исследование влияния пространственной модуляции параметров магнитной анизотропии и обмена на резонансную нелинейную динамику ДГ в трех- и пятислойном ферромагнетике с учетом возможности возбуждения локализованных магнитных неоднородностей, внутренних мод колебаний ДГ и излучения объемных волн.

Найдены возможные частоты колебаний генерируемых в тонких слоях локализованных магнитных неоднородностей. На примере двух одинаковых тонких слоев в пятислойном ферромагнетике, показано, что коллективные эффекты влияния слоев на динамику ДГ во многом связаны с резонансным обменом энергией между локализованными волнами. Найдено наличие критического расстояния между тонкими слоями, разделяющее две области с качественно различным поведением системы. Доказана возможность существования диапазона параметров, в котором для прохождения ДГ через оба слоя требуется существенно меньше энергии. Показано, что затухание и внешняя сила противодействуют возникновению резонансного отражения ДГ от притягивающего тонкого слоя, однако вызывающая его причина – резонансный обмен энергией между локализованными волнами по-прежнему имеет место. Для экспериментального обнаружения резонансных эффектов отражения и квазитуннелирования ДГ в реальных физических экспериментах, предложен метод измерения амплитуды колебаний центра ДГ, и использование физических систем с достаточно слабым затуханием.

### Литература

1. Hubert, R. Schafer Magnetic domains. Springer-Verlag, Hedelberg, Berlin, (1998).
2. М.А. Шамсутдинов и другие, Ферро- и антиферромагнитодинамика. Нелинейные колебания, волны и солитоны, Москва: Наука (2009)
3. Екомасов Е.Г., Азаматов Ш.А., Муртазин Р.Р., Физика металлов и металловедение, **105**(4), 313 (2008)
4. Екомасов Е.Г., Азаматов Ш.А., Муртазин Р.Р., Физика металлов и металловедение, **108**(6), 532 (2009)
5. E.G. Ekomasov, R.R. Murtazin, O.B. Bogomazova, A.M. Gumerov, *J. Magn. Magn. Mater.*, **339** (2013) 133.

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

Абрамова Е.А., Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю.

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина НАН Украины, Донецк  
fiztec\_la@mail.ru

Наноструктурные и субмикроструктурные (СМК) материалы значительно отличаются от крупнозернистых аналогов механическими свойствами и деформационным поведением и имеют преимущества в характере и сопротивлении разрушению при различных видах нагружения. Однако, выявленные различия невозможно объяснить в полной мере, исходя из классических представлений о влиянии высоких давлений и деформаций, что и определяет актуальность исследования структуры и физико-механических свойств наноматериалов, что и явилось целью работы.

Известно, что металлы с СМК структурой имеют высокую пластичность при прокатке, прессовании, волочении, штамповке и т.д. Ограничение температуры нагрева при такой обработке гарантирует сохранение в изделии СМК структуры, а значит и всех свойств, это позволяет, прежде всего, формировать изделия с высоким уровнем свойств из стандартных заготовок, полученных методами ИПД, без потерь СМК металлов в стружку.

Для анализа радиального выдавливания заготовок с СМК структурой в пакет Deform-2D была запрограммирована модель пластичности, учитывающая особенности деформирования СМК структуры. Это позволило выполнить расчеты радиального выдавливания деталей с различной конфигурацией и оценить возможности расширения сортамента продукции благодаря большому ресурсу пластичности СМК материала. На рис. 1 показано значительное увеличение диаметра фланца в медной цилиндрической заготовке при получении его методом радиального выдавливания (а). Заготовка с предварительно созданной СМК структурой (b) позволяет сформировать фланец, диаметр которого в 2-3 раза больше, чем тот, что можно получить из крупнозернистой заготовки (с).

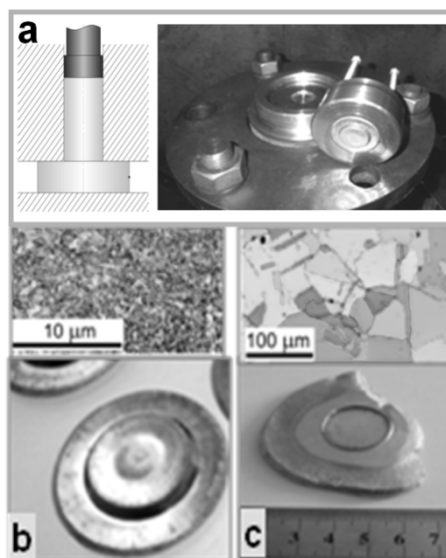


Рис.1. Особенности радиального выдавливания меди с СМК структурой.

## УПРУГИЕ СВОЙСТВА ВИСКЕРОВ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЙ МЕДИ

**Абрамова А.Н.<sup>1</sup>, Дорогов М.В.<sup>1</sup>, Дорогин Л.М.<sup>1,2,3</sup>, Романов А.Е.<sup>1,2,3,4</sup>**

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти

<sup>2</sup> Тартуский университет, Тарту

<sup>3</sup> Национальный исследовательский университет ИТМО, Санкт-Петербург

<sup>4</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

ang-aan@yandex.ru

Исследование свойств вискерных структур представляет большой интерес для ученых.

Вискерные структуры из оксида меди CuO получены электроосаждением частиц меди на сетчатый носитель из нержавеющей стали с размером ячейки 40 мкм и диаметром проволоки 30 мкм и последующей термообработкой медных частиц в кислородсодержащей атмосфере.

Электроосаждение меди проводили в потенциостатическом режиме при катодном перенапряжении -160 мВ в течение 15 минут. Более подробно технология электроосаждения описана в работах [1, 2]. Температуру отжига подбирали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Отжиг образцов проводили при температуре 400 °С в среде кислорода. В результате такой технологии получали «лес» вискероов из CuO с максимальной концентрацией  $10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Характерный диаметр вискероов составляет от 30 нм до 100 нм, а их длина достигает 10-15 мкм.

Результаты испытаний на изгиб CuO нановискероов показали их хорошие упругие свойства. Расчеты распределения механических напряжений при изгибе проводили методом конечных элементов (finite element method, FEM) в программном пакете COMSOL Multiphysics. Для расчета распределения упругих напряжений учитывали длину  $L$  отрезка от корня вискероа до точки соприкосновения с иглой наноманипулятора, поскольку именно эта часть вискероа подвергалась деформации. Еще один необходимый параметр деформации – это изменение положения вискероа от первоначального (перемещение). Зная модуль Юнга и коэффициент Пуассона из справочных данных для массивных образцов CuO (соответственно,  $E=81.6$  ГПа и  $\nu=0.3$  [3]), нашли распределение упругих напряжений в нановискерое по его геометрическим размерам и перемещению с помощью расчетов FEM. Прочность на изгиб  $\sigma_{\max}$  исследуемого вискероа была найдена как максимальное напряжение растяжения в месте последующего излома. В результате вычислений для исследуемого нановискероа, она составила:  $\sigma_{\max} \approx 6.6 \pm 0.2$  ГПа. Для сравнения можно привести значения прочности нанопроволок ZnO, которые оказались в диапазоне от 1.0 до 9.0 ГПа [4, 5].

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.В25.31.0011.*

### Литература

1. Викарчук А.А., Дорогов М.В. Особенности эволюции структуры и морфологии поверхности икосаэдрических частиц меди в процессе отжига // Письма в Журнал экспериментальной и теоретической физики. 2013. Т. 97. № 10. С. 682 – 686.
2. Викарчук А.А. Нанообъекты, наноматериалы и микроизделия из них, полученные методом электроосаждения металла // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2009. № 1. С. 7 – 15.
3. Watt J.P., Davies G.F., O'Connell R.J. // Rev. Geophys. Space Phys. 14 (1976) 541.
4. Gulbransen E.A., Copan T.P., Andrew K.F. // J. Electrochem. Soc. 108 (1961) 119.
5. Hoffmann S., Östlund F., Michler J., Fan H.J., Zacharias M., Christiansen S.H., Ballif C. // Nanotechnology 18 (2007) 205503.

# ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И ПРОКАТКОЙ

Автократова Е.В., Мухаметдинова О.Э., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.

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

Исследовали эффект бимодальной структуры, полученной теплым равноканальным угловым прессованием (РКУП), а также сочетанием РКУП и холодной прокатки, на параметры высокоскоростной сверхпластичности алюминиевого сплава 1570С (Al-5Mg-0,2Sc-0,18Mn-0,08Zr). Гомогенизированный слиток с крупнозернистой структурой со средним размером зерна ~25 мкм прессовали при температуре 325 °С до истинной степени деформации  $\epsilon \sim 3$ , а затем прокатывали при комнатной температуре до суммарной степени обжатия  $\epsilon \sim 80\%$ . Механические испытания на растяжение проводили на машине «INSTRON-1185» в интервале температур 350-520 °С и начальных скоростей деформации  $10^{-3}$ - $10^{-1}$  с<sup>-1</sup>. Структуру сплава анализировали на оптическом микроскопе «Nikon-L150», просвечивающем электронном микроскопе «JEOL-2000EX» и растровом электронном микроскопе «TESCAN MIRA 3 LMN», оснащенном системой анализа структуры «HKL Channel 5 EBSD».

Обнаружено, что РКУП формирует в сплаве смешанную ультрамелкую (суб)зеренную (с размером (суб)зерен ~1-2 мкм) структуру с удельной долей высокоугловых границ ~0,4. Новые ультрамелкие зерна располагаются преимущественно в виде мантии вдоль границ исходных зерен, а в теле последних образуется «сетка» деформационных полос с субзернами близкого размера. При последующей сверхпластической деформации сплав даже с такой структурой демонстрирует высокоскоростную сверхпластичность с удлинениями более 2000 % (максимальное удлинение ~2500 %) при скорости деформации  $\sim 1,4 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup> и температурах выше 475°С.

При последующей прокатке смешанная (суб)зеренная структура сплава трансформируется в сильнодеформированную ячеистую, с ячейками размером значительно меньше в областях с ультрамелкозернистой структурой, чем в теле исходных зерен. Структура прокатки также обеспечивает высокоскоростную сверхпластичность, причем в том же температурном интервале, но при больших скоростях деформации и с более высокими удлинениями. Так при температуре 520 °С были зафиксированы удлинения ~3000 и 2800 % при скоростях деформации  $\sim 1,4 \times 10^{-2}$  и  $5,6 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>, соответственно.

Обсуждены причины обнаруженных эффектов, а также потенциал использования в промышленности высокоскоростной сверхпластичности листов сплава с бимодальной структурой, сформированной РКУП и прокаткой.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 13-08-92700а-Инд).*

# ДИФФУЗИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ДВУМЕРНЫХ СУПЕРИОННЫХ ПРОВОДНИКАХ CuCrS<sub>2</sub> - AgCrS<sub>2</sub>

Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н.

*Башкирский государственный университет, г.Уфа*  
grakmanova@mail.ru

Соединения CuCrS<sub>2</sub>, AgCrS<sub>2</sub> относятся к группе слоистых дихалькогенидов переходных металлов. Особенностью данных соединений является их слоистая структура, образованная тройными слоями CrS<sub>2</sub>, между которыми легко могут внедряться атомы меди и серебра. Они обладают высокой подвижностью в межслоевых промежутках, и явление суперионной проводимости в них носит двумерный характер. Слоистая структура соединений CuCrS<sub>2</sub>, AgCrS<sub>2</sub> описывается ромбоэдрической симметрией с пространственной группой R3m.

В данной работе представлены результаты исследований ионного переноса и диффузионных явлений в двумерных суперионных проводниках CuCrS<sub>2</sub>, AgCrS<sub>2</sub> и их сплавах.

Однофазные образцы для исследований были получены спеканием при температуре 1000<sup>0</sup>С из чистых элементов, взятых в соответствующих весовых пропорциях, в вакуированных ампулах. Аттестация образцов проводилась методами рентгенофазового анализа. Высокотемпературные рентгеновские исследования показали, что соединения CuCrS<sub>2</sub>, AgCrS<sub>2</sub> претерпевают фазовый переход при 400<sup>0</sup>С, связанный с полным разупорядочением подрешеток меди и серебра.

Ионная проводимость соединений измерялась на постоянном токе методом подавления электронной составляющей с использованием сложных ионных электродов, блокирующих электронный ток, в температурном интервале 250-430<sup>0</sup>С. Для всех исследуемых соединений Cu<sub>x</sub>Ag<sub>1-x</sub>CrS<sub>2</sub> из кривых установления и спада концентрационной поляризации при пропускании тока через образец определялся коэффициент химической диффузии.

В таблице представлены значения коэффициентов химической диффузии для всех исследуемых систем, значения чисел переноса ионов, определенные как из измерений общей и ионной проводимости, так и по значениям концентрационной эдс в момент включения и выключения тока.

Таблица. Значения коэффициентов химической диффузии, чисел переноса ионов при температуре 673 К

Состав	$\tilde{D} \cdot 10^{-3}, \text{см}^2/\text{с}$	$t_i = 1 - t_e \frac{V_i^i(0)}{V_i^i(\infty)}$	$t_i = \frac{\sigma_i}{\sigma_0}$
CuCrS <sub>2</sub>	0.5	0.08	0.10
Cu <sub>0,75</sub> Ag <sub>0,25</sub> CrS <sub>2</sub>	1.8	0.19	0.21
Cu <sub>0,5</sub> Ag <sub>0,5</sub> CrS <sub>2</sub>	2.1	0.42	0.45
Cu <sub>0,25</sub> Ag <sub>0,75</sub> CrS <sub>2</sub>	1.7	0.69	0.73
AgCrS <sub>2</sub>	1.5	0.88	0.92

Как видно из таблицы, процессы установления равновесного состояния характеризуются достаточно высокими значениями коэффициентов химической диффузии.

Числа переноса, определенные из кривых установления и спада концентрационной поляризации хорошо согласуются со значениями, полученными из прямых измерений общей и ионной составляющих проводимостей, что показывает правомерность использования для подобных соединений теории смешанной ионно-электронной проводимости, разработанной для соединений халькогенидов меди и серебра.

## ИЗУЧЕНИЕ МЕЛКОДИСПЕРСНОГО КОБАЛЬТИТА ЛИТИЯ $\text{LiCoO}_2$

Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н., Боева М.К.

Башкирский государственный университет, г. Уфа  
grakmanova@mail.ru

Кобальтит лития  $\text{LiCoO}_2$  широко используется в качестве катодного материала в химических источниках тока. Хотя литий-ионные аккумуляторы обеспечивают меньшую энергетическую плотность, чем литиевые аккумуляторы, тем не менее литий-ионные аккумуляторы безопасны при обеспечении правильных режимов заряда и разряда. Такие химические источники тока являются малогабаритными, легкими, высокоэнергоемкими и используются для питания сотовых телефонов, видеокамер, ноутбуков, фотоаппаратов и т.п.

Активное использование литий-ионных аккумуляторов объясняют существование большого количества способов получения кобальтита лития [1-3], отличающихся исходными компонентами. Известны методы, где кобальтит лития получают из оксида кобальта и гидроксидов лития [1,2]. В другом методе исходными компонентами являются оксалат кобальта  $\text{CoC}_2\text{O}_4$  и нитратный раствор лития  $\text{LiNO}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$  [1]. Исходными компонентами другого способа получения кобальтита лития является оксид кобальта  $\text{Co}_3\text{O}_4$  и  $\text{Li}_2\text{CoO}_3$  [2,3].

В настоящей работе синтез кобальтита лития производился из водных нитратных растворов. Нитраты аминов получали прибавлением разбавленной азотной кислоты к пиридину ( $\text{C}_5\text{H}_5\text{N} \cdot \text{HNO}_3$ ), хинолину ( $\text{C}_9\text{H}_7\text{N} \cdot \text{HNO}_3$ ). Растворы нитрата кобальта, нитрата лития и нитрата пиридина смешивались. После завершения реакции раствор упаривали на ротационном испарителе до сухого состояния. Затем кристаллогидраты подвергались обжигу на воздухе, при котором происходило удаление оксидов  $\text{NO}_2$ ,  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$ . В результате оставался кобальтит лития без примесей. Далее образцы обжигались на воздухе в муфельной печи при различных температурах от 350 – 1000 °С в течение 1 часа.

Аттестация образцов кобальтита лития  $\text{LiCoO}_2$  проводилась на дифрактометре ДРОН 4-07 на излучении  $\text{Cu-K}_\alpha$ . Рассчитанные параметры кристаллической решетки  $a=(2,802 \pm 0,003)\text{Å}$ ,  $c=(14,0695 \pm 0,04)\text{Å}$ , синтезированного с использованием в качестве комплексообразователя хинолина;  $a=(2,8171 \pm 0,003)\text{Å}$ ,  $c=(14,018 \pm 0,04)\text{Å}$ , синтезированного с использованием в качестве комплексообразователя пиридина, находятся в хорошем соответствии с литературными данными  $a=(2,8103 \pm 0,0002)\text{Å}$ ,  $c=(14,027 \pm 0,004)\text{Å}$  [3].

Изучение распределения частиц по размерам было произведено на анализаторе SALD-7101 фирмы «Shimadzu» Япония. Измерения были проведены для образцов кобальтита лития, полученных с помощью пиридина и хинолина при различных температурах отжига - от 400°С до 1000°С. Для образцов кобальтита лития  $\text{LiCoO}_2$ , полученных с помощью пиридина при различных температурах отжига размеры частиц находятся в интервале (20÷80) мкм.

Образцы  $\text{LiCoO}_2$ , полученные с помощью хинолина, имеют большие размеры и больший разброс в размерах частиц – (30÷150) мкм. Но на этом фоне при температуре отжига 400°С имеются частицы размером (20÷80) нм.

### Литература

1. Латин Н.В., Дьянкова Н.Я., Кусаев Ю.И., Кулова Т.Л., Карсеева Е.И., Скундин А.М. // Электрохимическая энергетика. 2003. Т.3. №3. С.119.
2. Емелина А.Л., Быков М.А., Ковба М.Л., Сенявин В.М., Голубина Е.В. // Журнал физической химии. 2011. Т.85. №3. С.420.
3. Галахов В.Р., Карелина В.В., Келлерман Д.Г., Горшков В.С., Овечкина Н.А., Нойманн М. // Физика твердого тела. 2002. Т.44. В.2, С.257.

## НЕМОНОТОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr ОТ СТЕПЕНИ НАКОПЛЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ИПД

Аксенов Д.А.<sup>1</sup>, Фаизова С.Н.<sup>2</sup>, Рааб Г.И.<sup>3</sup>, Лебедев Ю.А.<sup>1</sup>, Фаизов И.А.<sup>4</sup>,  
Гареева А.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

<sup>3</sup>*Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа*

<sup>4</sup>*Башкирский государственный университет, Уфа*

Spirit13@bk.ru

Одним из основных методов упрочнения меди является легирование. Низколегированные сплавы системы Cu-Cr являются очень распространенными, так как малые добавки хрома позволяют как увеличить прочность материала, так и сохранить высокие значения электропроводности. Задачи по исследованию влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) и ее возможности по упрочнению материала данного класса остаются актуальными на сегодняшний день. Уже известно, что в ходе ИПД в дисперсионно-упрочняемых материалах меняется кинетика фазовых превращений частиц второй фазы. Данная работа посвящена дальнейшему исследованию влияния сверхвысоких нагрузок на трансформацию структуры, изменение фазовых превращений и свойств сплава системы Cu-Cr.

Было обнаружено, что в условиях ИПД происходит немонотонное изменение электропроводности материала. Также изменения свойств и структуры были замечены на аморфных материалах [1,2]. В данной работе проведено исследование изменения свойств, трансформации структуры и фазовых превращений в процессе интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Показано, что в сплаве системы Cu-Cr происходят немонотонные изменения свойств с увеличением степени накопленной деформации. Данные изменения могут иметь 2 причины, а именно – трансформация структуры и фазовые превращения. На примере с технически чистой медью М1 и рентгеноструктурным исследованием образцов сплава системы Cu-Cr, показано, что структурные изменения не ведут к немонотонному изменению свойств. Исследование характера распределения частиц до и после обработки методом ИПДК, показано, что немонотонные изменения свойств вызваны деформационно-стимулированными фазовыми превращениями. Во время деформации происходят два взаимосвязанных процесса – деформационно-стимулированные распад пересыщенного твердого раствора и растворение дисперсионно-упрочняющих частиц. При этом повышение прочностных свойств происходит, когда более активно происходит распад пересыщенного твердого раствора, а понижение прочности характеризуется доминированием процесса растворения частиц.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ 14-08-31483 мол\_а и 13-08-01073 а.*

### Литература:

1. Носова Г.И., Шалимова А.В., Сундеев Р.В., Глезер А.М., Панкова М.Н., Шеляков А.В. Кристаллография, 2009, т.54, №6, с. 1111-1118.
2. Глезер А.М., Сундеев Р.В., Шалимова А.В. Доклады академии наук, 2011, т.440, №1, с.39-41.



# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СОЕДИНЕНИЯ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 25X15КТ СО СТАЛЬЮ 3, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ДАВЛЕНИЕМ

Алетдинов А.Ф., Корзникова Г.Ф., Галеев Р.М., Корзников А.В.

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
a.aletdinov@mail.ru

Существует круг задач, в которых наряду с магнитными свойствами к магнитам предъявляются высокие требования по прочностным характеристикам. Создание новых и совершенствование используемых узлов и конструкций машин в различных отраслях машиностроения, использующих постоянные магниты, связано с повышением требований к их эксплуатационным характеристикам, таких как надежность и долговечность. Для ряда ответственных деталей, типа роторов электродвигателей, в частности, предел прочности должен быть не менее 800 МПа. Среди материалов для постоянных магнитов выделяются сплавы на основе Fe-Cr-Co, которые считаются наиболее прочными и технологичными, обладают высокой коррозионной стойкостью, что открывает широкие возможности для использования их в качестве роторов электрических машин. Высококоэрцитивное состояние в этих сплавах достигается за счет спинодального распада  $\alpha$ -твердого раствора на изоморфные  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  фазы размером около 30 нм, который ведет к охрупчиванию магнитов.

Повышение прочностных характеристик возможно несколькими путями, основным подходом которых является уменьшение размера зерен при обработке с использованием интенсивной пластической деформации. Материалы с ультрамелким зерном обладают улучшенным комплексом механических свойств, в том числе повышенными характеристиками прочности, сопротивления пластической деформации и трещиностойкости при различных условиях нагружения. Однако повышение механических свойств в сплавах системы Fe-Cr-Co неизбежно приводит к некоторому падению магнитных характеристик.

Ранее была показана возможность повышения служебных свойств магнитов за счет формирования ультрамелкозернистой структуры только в поверхностном слое, что позволяет избежать заметного снижения магнитных свойств изделия при повышении прочностных характеристик в поверхностных слоях магнитов, работающих в условиях высоких динамических нагрузок [1]. Альтернативным подходом является получение композитных магнитов методом сварки давлением в условиях сверхпластичности, когда малоуглеродистая сталь может использоваться как магнитопровод, который соединяется с магнитотвердым сплавом 25X15КТ в конструкции ротора.

В настоящей работе исследована структура и механические свойства на растяжение диффузионного соединения магнитотвердого сплава 25X15КТ со сталью 3 полученного сваркой давлением (диффузионной сваркой) в вакууме с использованием прослойки из никеля. Микроструктура соединения исследована методами сканирующей электронной микроскопии. Проведены измерения микротвердости, а также микрорентгеноспектрального анализа.

Показано, что предел текучести сварного соединения составляет около 600 МПа. Разрушение происходит по никелевой прослойке.

## Литература

1. G.Korznikova, A.Korznikov. Gradient submicrocrystalline structure in Fe-Cr-Co system hard magnetic alloys // Materials Science & Engineering A. 503. (2009). P. 99-102.

# ИЗУЧЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ РАЗНОТОЛЩИННОСТИ ДЕТАЛИ В ПРОЦЕССЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ОБТЕКАТЕЛЯ КОРПУСА АВИАДВИГАТЕЛЯ

Ахунова А.Х., Сафин Ф.Ф., Сафиуллин Р.В.

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

Обтекатели корпуса авиадвигателя являются одним из важных элементов конструкции летательных аппаратов, поскольку в немалой степени уменьшают аэродинамическое сопротивление движению. Сравнительно недавно подобные детали стали получать методом сверхпластической формовки (СПФ). Совершенствование технологии получения обтекателя корпуса авиадвигателя с помощью СПФ требует решения целого ряда задач. Во-первых, для получения максимально однородной деформации материала необходимо обеспечить оптимальные температурно-скоростные условия сверхпластичности (СП). Несоблюдение этих условий может привести к неоднородности деформации, и, как следствие, к существенной разнотолщинности заготовки, или даже к ее разрыву. Давление газа в ходе процесса следует изменять таким образом, чтобы скорость деформации в заготовке соответствовала оптимуму СП. При этом желательно также сократить время формовки. В решении этих задач может помочь математическое моделирование, которое позволяет проанализировать все особенности процесса на любой его стадии.

В работе средствами компьютерного моделирования с использованием программного продукта DEFORM-3D исследовался процесс СПФ обтекателя корпуса авиадвигателя. Задача решалась в условиях плоской деформации. Формообразующий инструмент (матрица) считался абсолютно жестким. Механическое поведение деформируемого тела (листовой заготовки) описывалось материалом из стандартной библиотеки DEFORMTi-6Al-4V при температуре 950°C. Сечения матрицы для формовки обтекателя и исходной листовой заготовки представлены на рис. 1. Рассматривался различный профиль исходной заготовки, а также варьировалась ее начальная толщина.

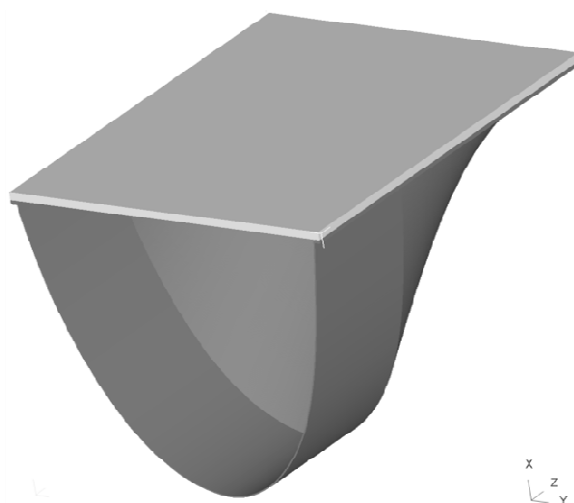


Рис.1. Сечение матрицы для формовки обтекателя корпуса авиадвигателя и исходной заготовки. МКЭ-модель.

На основе результатов моделирования была установлена зависимость подачи давления газа, обеспечивающая формовку листовой заготовки в режиме сверхпластичности при условии получения минимальной разнотолщинности готового изделия.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ОБРАЗЦОВ С РАЗЛИЧНОЙ ФОРМОЙ РЕЛЬЕФА СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Валитова Э.В.

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

При сварке давлением твердофазное соединение образуется в результате диффузионных процессов и пластической деформации в зоне соединения, которые в значительной степени определяются физико-механическими свойствами свариваемых разнородных материалов [1]. Условия протекания деформации приконтактных объемов, такие как степень и скорость деформации, время сварки, структурные превращения при деформации и нагреве влияют на качество и эксплуатационные свойства сварного соединения. Для того, чтобы улучшить качество твердофазного соединения при сваривании деталей с большими контактными поверхностями нередко прибегают к нанесению проточек на свариваемые поверхности [2]. В этом случае большую роль играет форма проточек и их местоположение.

В данной работе рассмотрен процесс сварки давлением жаропрочного никелевого сплава ХН58МБЮД и интерметаллидного сплава ВКНА-4У. Исследовалось влияние формы проточек на свариваемых поверхностях на качество готового изделия. Были рассмотрены три задачи, при которых на поверхность одного из свариваемых элементов образца наносились проточки, форма которых в сечении представляла собой: 1) сегмент окружности радиуса 0,5 мм и углом раствора  $90^\circ$ ; 2) равносторонний треугольник с высотой и основанием 0,5 мм; 3) квадрат со стороной 0,5 мм. Анализировались экспериментальные данные и результаты компьютерного моделирования.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке с помощью пакета прикладных программ DEFORM-2D. При расчете рассматривалась половина всего образца с учетом плоскости симметрии на левой грани. Моделировался процесс сварки двух элементов образца. На нижний элемент (монокристалл) наносились проточки. Свариваемая поверхность верхнего элемента, имеющего ультрамелкозернистую структуру, оставалась плоской. В качестве материала для нижнего элемента образца был выбран интерметаллидный сплав ВКНА-4У, в качестве верхнего - сплав ХН58МБЮД в ультрамелкозернистом состоянии. Сварка давлением проводилась при температуре  $850^\circ\text{C}$  и скорости деформации  $10^{-3}$ .

Из анализа полученных данных можно сделать заключение, что более эффективным способом подготовки свариваемых поверхностей является нанесение проточек в виде сегмента окружности. Из рассмотренных трех видов проточек данная форма наиболее благоприятна для протекания пластической деформации материала верхнего элемента свариваемого образца.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ №13-08-12200\14 и №14-08-97061.*

### Литература

1. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов: учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений. М.: Издательский центр «Академия», 2006, 208 с.
2. Булков А.Б., Сафонов С.В., Балбеков Д.Н., Петренко В.Р., Пешков В.В. Влияние микрогеометрии поверхности на кинетику развития контакта при диффузионной сварке титана // Сварочное производство. 2013. № 1. С. 14-19.

# ВЛИЯНИЕ СЕГРЕГАЦИЙ РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН НА МАЛУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Бабичева Р.И.<sup>1,2</sup>, Дмитриев С.В.<sup>1,3</sup>, Zhou K.<sup>2</sup>, Zhang Y.<sup>4</sup>, Kok S.W.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>School of Mechanical and Aerospace Engineering, Nanyang Technological University, Singapore

<sup>3</sup>Башкирский государственный университет, Уфа

<sup>4</sup>Singapore Institute of Manufacturing Technology, Singapore

ri.babicheva@gmail.com

Методом молекулярной динамики изучен вопрос влияния сегрегаций атомов Co, Fe, Ti, Mg, Cu и Pb в границах зерен нанокристаллического алюминия на его сдвиговую деформацию до 6% при комнатной температуре под действием гидростатической нагрузки в 6 ГПа. Также, на основе термодинамической теории Райса и Ванга [1], была оценена энергия сегрегации примеси в границе зерна (изменение зернограничной энергии) и изменение работы Гриффитса (энергия зернограничного охрупчивания) для бикристалла Al, содержащего отмеченные выше примесные атомы в границах наклона и кручения  $\Sigma 25$ , 13 и 5. Целью данной работы было оценить влияние сегрегаций различных примесей по границам зерен на прочностные свойства нанокристаллического Al.

Оба проведенных теста (пластическая деформация поликристалла и оценка изменения работы Гриффитса бикристалла Al с примесью в границе зерна) показали, что Co (Pb) оказывает значительный положительный (негативный) эффект на прочность поликристалла Al (Рис. 1). Сегрегации Fe, согласно моделированию пластической деформации, значительно повышает прочность Al при малых степенях деформации ( $\gamma < 0.05$ ). При больших деформациях атомы Fe не остаются в границах, которые мигрируют при деформации. Это приводит к уменьшению эффекта упрочнения. В работе показано, что сегрегации Ti и Mg имеют незначительное влияние на прочность Al, в то время как Cu существенно ее понижает. Обнаружено, что сегрегации Ti, Fe и Cu не сидят в границах зерен при пластической деформации, в то время как атомы Co, Mg и Pb остаются в границах. Последнее находится в согласии с результатами вычисления энергии сегрегации примесей в границе зерна бикристалла Al.

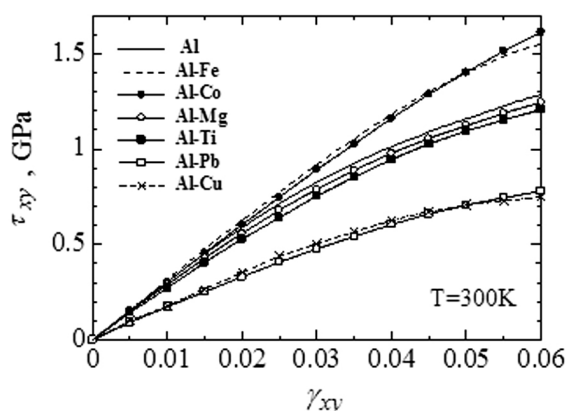


Рис.1. Кривые деформации нанокристаллического чистого Al и Al с сегрегациями примесных элементов по границам нанозерен

## Литература

1. Rice J.R., Wang J.S. Embrittlement of interfaces by solute segregation // Mater. Sci. Eng. A. 1989. Vol. 107. P. 23-40.

# ТЕРМО-ЭДС НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ

Балапанов М.Х. <sup>1</sup>, Ишембетов Р.Х. <sup>1</sup>, Нурахметов Т.Н. <sup>2</sup>

<sup>1</sup>Бакирский государственный университет, г. Уфа, Россия

<sup>2</sup>Евразийский национальный университет, г. Астана, Казахстан  
BalapanovMK@mail.ru

Халькогениды серебра являются эффективными термоэлектрическими материалами, поэтому интересно исследовать термо-э.д.с. твердых растворов, которые они образует с халькогенидами меди. Известно, что замещение определенной части меди серебром в селениде меди приводит к изменению характера дефектообразования в нестехиометрических составах [1,2]. При небольшой доле серебра в твердом растворе кристалл может существовать только с недостатком металла, при содержании серебра выше  $x \approx 0.3$  в формуле  $Ag_xCu_{2-x}Se$  становится возможным избыток металла относительно стехиометрического состава. Это приводит как к изменению значений коэффициента термо-э.д.с., так и к изменению знака термо-э.д.с. В данной работе исследовано влияние дефектности катионной подрешетки на термоэлектрические свойства наноструктурированных образцов сплавов  $Ag_{0.5-\delta}Cu_{1.5}S$ .

Сплавы халькогенидов меди и серебра получали спеканием бинарных соединений в вакуумированных ампулах при температуре 400-500 °С в течение 100 часов. Наноструктурированные образцы готовили измельчением порошка методом электрогидродинамического удара и последующим горячим прессованием в таблетки в форме параллелепипеда 2x5x20 мм. Размеры зерен наноструктурированных образцов лежали в пределах 40 - 150 нм. На рис. 1 показаны температурные зависимости коэффициента электронной термо-э.д.с. наноструктурированных образцов  $Ag_{0.5-\delta}Cu_{1.5}S$  при различных значениях степени нестехиометричности, полученных при выводе серебра из образца. Наблюдаются очень высокие значения коэффициента электронной термо-э.д.с.

Изменение степени нестехиометрии по серебру в  $Ag_{0.5-\delta}Cu_{1.5}S$  приводит к компенсации и перекомпенсации

акцепторных вакансий в катионной подрешетке. Инжектированные ионы серебра, располагаясь в междоузельные слабо связанные с решеткой положения, образуют донорную примесную зону, при сохранении акцепторной примесной зоны, которая возникает благодаря вакансиям в подрешетке меди. Положение уровня Ферми, который расположен между донорной и акцепторной зонами, можно менять, изменяя содержание серебра в составе, при этом могут наблюдаться переходы типа металл-полупроводник.

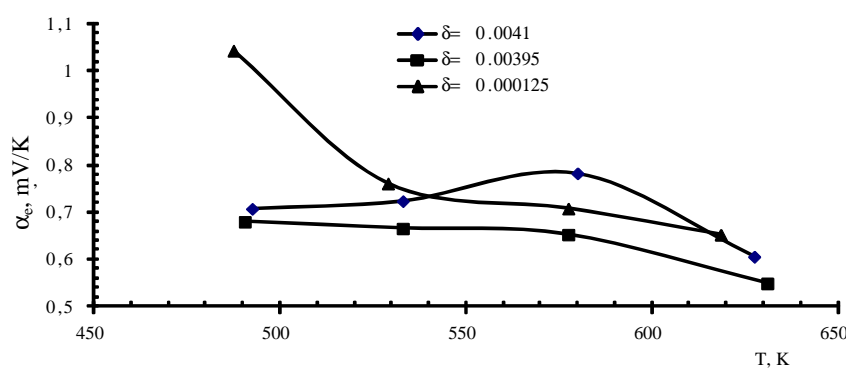


Рис. 1 Температурные зависимости коэффициента электронной термо-э.д.с.  $Ag_{0.5-\delta}Cu_{1.5}S$ .

## Литература

1. Березин В.М., Вяткин Г.П. Суперионные полупроводниковые халькогениды. Челябинск.: Изд. Ю.УрГУ, 2001. 135 с.
2. Якшибаев Р.А., Конев В.Н., Мухамадеева Н.Н., Балапанов М.Х. Фазовые соотношения и область гомогенности сплавов  $Cu_2Se$  с  $Ag_2Se$  // Изв. АН СССР. Неорг. мат. 1988. Т.24, №3. С.501-503.

## ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ

Балапанов М.Х.<sup>1</sup>, Ишембетов Р.Х.<sup>1</sup>, Кутербеков К.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Башкирский государственный университет, г. Уфа, Россия

<sup>2</sup>Евразийский национальный университет, г. Астана, Казахстан

BalapanovMK@mail.ru

В последние годы одним из наиболее употребляемых методов получения эффективных термоэлектрических материалов является снижение теплопроводности материалов вплоть до значений 0.05-0.1 Вт/м К с помощью нанотехнологий [1].

В рамках данной работы нами разработана методика синтеза термоэлектрического материала на основе твердого раствора селенида и теллурида меди и изготовления нанопорошка методом электрогидродинамического удара. Сульфид меди давно используется в составе термоэлектрических генераторов, но имеет большой недостаток – высокая ионная проводимость быстро приводит к деградации термоэлемента, поэтому существует необходимость подавления ионной проводимости при сохранении высоких термоэлектрических характеристик. Замещение меди литием повышает термо-эдс и снижает ионную проводимость [2-3]. Замещение по анионной подрешетке в сульфиде меди в этом отношении исследовано слабо. Интересно, что в нанокристаллах  $\text{Cu}_{2-x}\text{S}_y\text{Se}_{1-y}$  обнаружен плазмонный эффект [4]. В настоящей работе представлены измерения теплопроводности синтезированных нами сложных халькогенидов меди  $\text{Cu}_{2-x}\text{Li}_x\text{S}$  и  $\text{Cu}_2\text{S}_y\text{Te}_{1-y}$ .

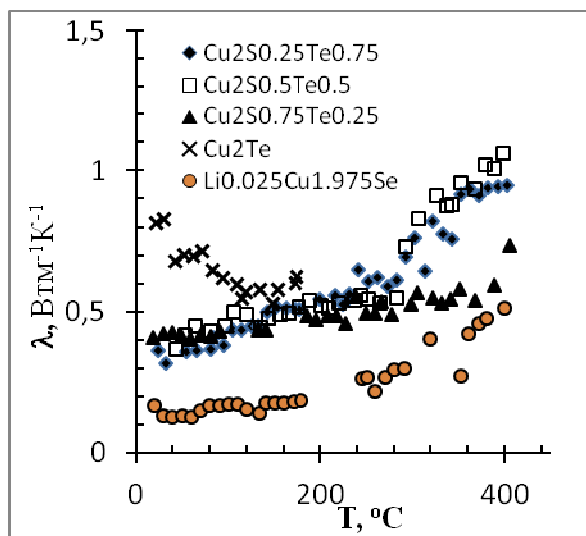


Рис. 1. Температурные зависимости коэффициента теплопроводности образцов системы  $\text{Cu}_2\text{S}_y\text{Te}_{1-y}$  ( $y=0.75, 0.5, 0.25, 0$ ) и сплава  $\text{Li}_{0.025}\text{Cu}_{1.975}\text{Se}$ .

Замещение в теллуриде меди теллура серой, как видно из рис.1, снижает теплопроводность, особенно в области температур до 100 °С. Наблюдаемые значения теплопроводности лежат в диапазоне от 0.3 до 1.1 Вт м<sup>-1</sup> К<sup>-1</sup>. Наиболее низкие значения теплопроводности наблюдаются для состава с меньшим содержанием теллура ( $\text{Cu}_2\text{S}_{0.25}\text{Te}_{0.75}$ ). Для сплава  $\text{Li}_{0.025}\text{Cu}_{1.975}\text{Se}$  значения теплопроводности лежат еще ниже. Снижение теплопроводности увеличивает термоэлектрическую эффективность материала  $Z=\alpha^2\sigma/\chi$ , поэтому низкая теплопроводность халькогенидов наряду с высокими коэффициентами термо-эдс и проводимостью делает их перспективными термоэлектриками.

### Литература

1. Дмитриев А.В. Звягин И.П. Современные тенденции развития физики термоэлектрических материалов // УФН. – 2010. Т. 180, № 8. С. 821 – 838.
2. Балапанов М.Х. Влияние катионного замещения на явления переноса ионов в суперионных халькогенидах меди. // Вестник Башкирского университета, 2006. №2. С.32-35.
3. Ишембетов Р.Х., Балапанов М.Х., Юлаева Ю.Х. Электронный эффект Пельтье в  $\text{Li}_x\text{Cu}_{(2-x)\delta}\text{S}$  // Электрохимия. 2011. Т. 47. № 4. С. 442-445.
4. Dilella E., Dorfs D., Chandramohan G., Miszta K., Povia M., Genovese A., Casu A., Prato M. and Manna L.. Colloidal  $\text{Cu}_{2-x}(\text{S}_y\text{Se}_{1-y})$  alloy nanocrystals with controllable crystal phase: synthesis, plasmonic properties, cation exchange and electrochemical lithiation // J. Mater. Chem., 2012. V.22, P. 13023-13031.

# РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛА СТАНДАРТНОГО ОБРАЗЦА СВОЙСТВ И СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА, СТАБИЛИЗИРОВАННЫХ В ВОДНОЙ СРЕДЕ

Воронцова К.А., Печищева Н.В., Белозерова А.А.

ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург

pechischeva@gmail.com

В настоящее время продукция на основе наночастиц серебра (Ag-нч) находит широкое применение в различных областях, важным этапом ее выпуска является контроль качества, для чего могут быть использованы стандартные образцы гидрозолей Ag-нч, у которых аттестованы размеры частиц, оптическая плотность и длины волны максимума полосы плазмонного резонанса и пр. Важной характеристикой стандартных образцов является их стабильность.

В работе [Е.В. Осинцева, Н.В. Печищева, К.А. Воронцова и др. Создание стандартных образцов состава и свойств коллоидного раствора наночастиц серебра//Стандартные образцы. 2012. №1. С.45-52] описано получение стандартных образцов коллоидного раствора Ag-нч, стабилизированных  $\beta$ -циклодекстрином ( $\beta$ -ЦД), и их аттестация на массовую долю серебра ( $14.30 \text{ млн}^{-1}$ ) и параметры полосы плазмонного резонанса ( $\lambda_{\text{max}}=410 \text{ нм}$ ,  $A_{\text{max}}=0.827$ ). Эти характеристики стабильно воспроизводятся в течение нескольких месяцев хранения. Однако при измерении диаметра частиц образца методом динамического светорассеяния эту характеристику не удавалось воспроизвести даже при последовательных измерениях, сделанных в течение получаса. На рис. 1 приведены результаты трех последовательных измерений количественного распределения частиц вышеуказанного стандартного образца с использованием системы для характеристики наночастиц Malvern Zetasizer Nano S90, можно видеть, что они значительно отличаются друг от друга. Возможная причина – способность

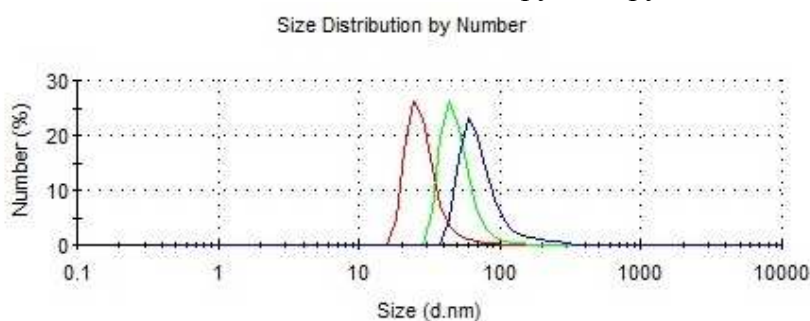


Рис. 1

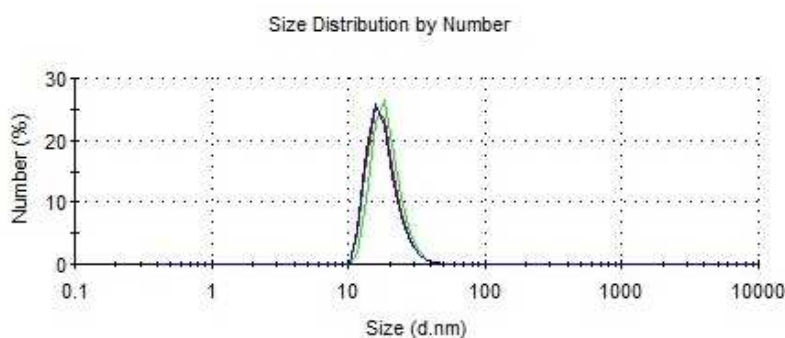


Рис. 2

молекул  $\beta$ -ЦД, связанных с Ag-нч, агрегироваться, образуя цепочки, которые в разных измерениях имеют различный размер. В данной работе оптимизированы условия приготовления материала стандартного образца именно с точки зрения стабильного размера получающихся Ag-нч в оболочке циклодекстрина. Важным этапом приготовления являлось фильтрование материала стандартного образца через систему для фильтрования Millipore с использованием

использованием фильтров с диаметром пор 50 нм. Результаты измерений после оптимизации условий можно видеть на рис. 2. В результате получен гидрозоль Ag-нч с аттестованным диаметром частиц  $18.4 \pm 2.6 \text{ нм}$  и оптической плотностью  $0.78 \pm 0.12$ , стабильный в течение 10 месяцев.

Работа выполнена при поддержке проекта молодых ученых и аспирантов УрО РАН № 14-3-НП-143.



# ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ И ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИТА НАНОЧАСТИЦЫ Ni/УГЛЕРОД ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЫШЬЯКА

Белозерова А.А., Дедюхина Е.В., Воронцова К.А., Печищева Н.В.

ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург  
pechischeva@gmail.com

В настоящей работе исследованы способы приготовления композита Ni/C и возможности использования его в качестве сорбента-модификатора в химическом анализе металлургических материалов. Успешность применения сорбентов такого типа при определении мышьяка методом атомной абсорбции с электротермической атомизацией показана, например, в работе [1], где для получения модификатора раствор хлорида или нитрата никеля сорбировали на активированном угле. Эффективность модификаторов, содержащих металлы, зависит от химической формы последних. Так, в работе [2] показано преимущество Pd-модификатора в виде наночастиц перед раствором соли. Поэтому мы решили в методике, предложенной в [1], заменить раствор соли никеля золей его наночастиц (Ni-нч).

Гидрозоль Ni-нч готовили по модифицированной методике [3] из растворов нитрата и хлорида никеля, в качестве восстановителя используя щелочной раствор боргидрида натрия, стабилизируя частицы додецилсульфатом натрия и поливинилпирролидоном. С использованием системы для характеристики наночастиц Malvern Zetasizer Nano S90 были определены диаметры полученных частиц - от 5 нм из хлоридных растворов (рис. 1) до 200 нм из нитратных. Проведена сорбция Ni-нч на активированном угле марки БАУ-А, порошки отфильтрованы и высушены при 110 °С. Проведено исследование полученных модификато-

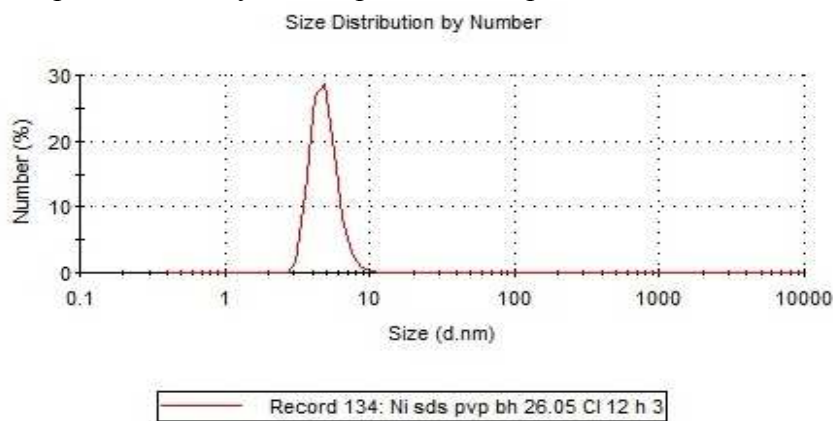


Рис. 1

ров методом рентгеновской дифракции. Сравнительное изучение эффективности модификаторов, содержащих Ni-нч и полученных по методике [1] при определении мышьяка проведено на атомно-абсорбционном спектрофотометре Solaar M6 с электротермическим атомизатором GF 95Z (Thermo Scientific).

Работа выполнена при поддержке проектов молодых ученых и аспирантов УрО РАН № 14-3-НП-143, УрО РАН № 14-3-НП-4.

## Литература

1. А.А. Внукова, М.Ю. Бурылин, З.А. Темердашев. Электротермическое атомно-абсорбционное определение As, Se, Sb и Te по технике «slurry-sampling» с применением модификатора на основе никеля и углерода// Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Серия: Естественные науки. 2004. № S3. С. 48-55.
2. Volynsky, S. Akman, C. Dogan, U. Koklu. Application of colloidal palladium modifier for the determination of As, Sb and Pb in a spiked sea water sample by electrothermal atomic absorption spectrometry// Spectrochim. Acta Part B. 2001. V. 56. P. 2361-2369.
3. M.S. Hussain, K.M.A. Haque. Synthesis of nano-sized nickel particles by a bottom-up approach in the presence of an anionic surfactant and nonionic polymer// J. Sci. Res. 2010. V. 2. №. 2. P.313-321.



# МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Белянушкин А.В., Смоланов Н.А.

*Мордовский государственный университет, Саранск*

belav@mail.ru

Внешние воздействия (ультразвук, магнитное и электрическое поля и т.д.) оказывают существенное влияние на свойства жидких металлов и сплавов. Наличие причинно-следственной связи между свойствами твердого и жидкого агрегатными состояниями вещества наводит на мысль о том, что воздействуя на жидкость, можно управлять свойствами материала в твердом состоянии и, в некоторых случаях, это будет значительно легче и эффективнее, а также проще в технологическом плане, чем воздействовать на вещество в твердом состоянии.

При исследовании влияния температуры расплавов двойной эвтектической системы Cd-Pb на пластические свойства их сплавов в твердом состоянии [1] установлено, что показатель пластичности сплавов зависит от температуры расплавов перед процессом их кристаллизации. В наибольшей степени это характерно для сплавов, в которых проявляется эффект структурной сверхпластичности.

Приводятся результаты исследования влияния кристаллизации расплава Cd-25ат.%Pb в постоянном магнитном поле на микроструктуру сплава. Выбор сплава данного состава обусловлен тем, что уже при комнатной температуре он проявляет сверхпластические свойства [2]. Нагрев, плавление сплава, приготовленного из кадмия и свинца марок *Cd-0* и *C-1* соответственно, выдержка его расплава при температуре 400 °С в течение 2 минут, а затем и процесс кристаллизации осуществлялись в постоянном магнитном поле напряженностью 0,5 Тл. Из полученных образцов в форме цилиндров диаметром 1 см и длиной 3 см готовились шлифы для исследования микроструктуры по двум сечениям. Одно сечение было перпендикулярно направлению магнитного поля, а другое - параллельно вектору магнитной индукции. Шлиф для сплава, закристаллизованного вне поля, готовился в произвольном направлении.

Выявлено, что магнитное поле значительно влияет на процесс кристаллизации, а характер изменения микроструктуры сплава существенно зависит от направления магнитного поля.

Высказывается предположение о механизме влияния магнитного поля на процесс кристаллизации.

## Литература

1. Белянушкин А.В., Мальцева Г.К. Эффект сверхпластичности в сплавах Cd-Pb и свойства их расплавов. Известия РАН. Металлы, 1996, № 5, с.169-172.
2. Мальцева Г.К., Белянушкин А.В. Эффект сверхпластичности в системе Cd – Sn. Известия АН СССР, Металлы, 1988, №5, с. 134–137.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА УСКОРЕНИЯ СПЕКАНИЯ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМИКАХ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Болдин М.С.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1</sup>, Попов А.А.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>,  
Шотин С.В.<sup>1</sup>, Семенычева А.В.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> НИТУ «МИСИС», Москва

boldin@nifti.unn.ru

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований структуры и свойств нано- и ультрамелкозернистых керамик на основе оксида алюминия полученных методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе - Spark Plasma Sintering).

Для спекания керамик используется установка «DR. SINTER model SPS-625» (температура нагрева до 2500 °С, скорость нагрева до 2500 °С/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, длительность импульса 3.3 мс, защитная среда – вакуум или инертный газ, автоматическое управление температурой и давлением, прецизионный dilatometer). Спекание производится в графитовых пресс-формах диаметром 12 мм.

Использовались нано (100 нм) – и ультрадисперсные (0.85-1.0 мкм) порошки  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также ультрадисперсные ( $\leq 1$  мкм) порошки  $\beta$ -SiC и волокна  $\beta$ -SiC (длина 50 мкм, толщина 1 мкм) фирм «Alfa-Aesar» и «Taimei Chemecals Co., Ltd». Частицы порошка  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> («Alfa-Aesar») имеют неправильную форму и содержат повышенную плотность дислокаций, что свидетельствует об использовании помола (механоактивации) при производства этого порошка. Частицы  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Taimei Chemicals Co., Ltd) имеют более совершенную форму, их поверхность покрыта аморфным слоем Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> толщиной ~5-7 нм, а плотность дислокаций - мала.

Предложена процедура расчета энергии активации процесса высокоскоростного спекания нано- и ультрадисперсных порошков, основанная на анализе зависимостей скорости усадки от температуры спекания. С использованием разработанной процедуры определены значения энергии активации процесса спекания в условиях квазистационарного и высокоскоростного нагрева. Показано, что в условиях высокоскоростного нагрева наблюдаются низкие значения энергии активации, а сама зависимость энергии активации от скорости нагрева имеет немонотонный характер.

Показано, что в чистой керамике Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без добавления активаторов спекания (традиционно получаемой при температурах более 1700 °С) оптимальная температура ЭИПС составляет 1250÷1400 °С, что позволяет формировать высокоплотную ( $\rho=3.95$  г/см<sup>3</sup>) однородную структуру с малым размером зерна ( $d=100-200$  нм) и высокими прочностными свойствами (твердость  $H_v=20-21$  ГПа, трещиностойкость  $K_{Ic}=3.5-4.0$  МПа·м<sup>1/2</sup>).

С использованием методов растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведены исследования и построены зависимости плотности от размера зерна и скорости миграции границ зерен. Показано, что зависимость плотности и энергии активации процесса спекания субмикронных порошков Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, содержащих повышенную плотность дислокаций, от скорости миграции границ зерен имеет немонотонный характер. Показано, что немонотонный характер данных зависимостей обусловлен «заметанием» мигрирующими границами зерен дислокаций, расположенных в кристаллической решетке частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

В работе обсуждаются механизмы ЭИПС керамик. Установлено, что ключевые особенности процессов эволюции структуры в спекаемых керамиках определяются неравновесным состоянием границ зерен и, в частности, особенностями их взаимодействия с дефектами кристаллической решетки (вакансиями и дислокациями).

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

**Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Попов А.А., Смирнова Е.С., Шотин С.В.,  
Семенычева А.В., Нохрин А.В.**

*Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород  
boldin@nifti.unn.ru*

Для спекания керамик используется установка «DR. SINTER model SPS-625» производства «SPS SYNTEX INC.» (температура спекания от 5 до 2500 °С, скорость нагрева от 10 до 2500 °С/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, длительность импульса 3.3 мс, защитная среда – вакуум или инертный газ (аргон, азот), автоматическое управление температурой и гидростатическим давлением, прецизионный дилатометр). Измерение усадки осуществляется с помощью высокоточного дилатометра.

В качестве объектов исследования использовались нано- и ультрадисперсные порошки нитрида кремния импортного производства фирм «Alfa Aesar», «Sigma Aldrich» и «Neomat».

Показано, что процесс уплотнения порошков  $\text{Si}_3\text{N}_4$  имеет двух- или трехстадийный характер в зависимости от дисперсности порошка. Установлено, что каждой стадии соответствует определенный элементарный механизм уплотнения. Предложен метод количественной оценки температурно-временных интервалов усадки, контролируемой различными элементарными процессами.

Проведены исследования влияния режимов спекания, структуры и состава активаторов и исходных порошков основного материала на структуру и свойства  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -керамик. Установлено, что введение 0.5%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и 1.5%  $\text{Y}_2\text{O}_3$  приводит к формированию в  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -керамиках высокоплотной ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, упрочненной вытянутыми зернами нитрида кремния. Показано, что выбор оптимальных параметров исходного порошка (дисперсности, фазового состава, объемной доли активаторов и упрочняющих частиц) и режимов спекания позволяют получать керамики, обладающие повышенными механическими свойствами. Максимальные значения микротвердости полученных образцов составили  $H_v=27.4$  ГПа при  $K_{IC}=2.5$  МПа·м<sup>1/2</sup>, максимальные значения трещиностойкости – 6.7 МПа·м<sup>1/2</sup> при  $H_v=16.5$  ГПа.

Установлено, что введение частиц TiN или WC препятствует развитию удлиненных зерен. Продемонстрирована возможность изменения параметров структуры жаропрочных керамик путем введения в состав исходных порошков дисперсных частиц второй фазы.

Показано, что кинетика спекания  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -керамик, упрочненных многостенными нанотрубками, имеет двухстадийный характер. Анализ зависимостей скорости усадки от температуры спекания показывает, что процесс спекания контролируется диффузией по неравновесным границам зерен и диффузией, протекающей в условиях фазового перехода. Показано, что введение упрочняющих волокон приводит к стабилизации УМЗ структуры керамик. Установлено, что прочностные свойства керамик армированных углеродными нанотрубками не уступают образцам, содержащим значительное количество вискеро- $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Показано, что изменение величины приложенного давления, а также момента его приложения, оказывают существенное влияние на параметры структуры и прочностные свойства спеченных материалов. В случае приложения максимального давления до термической усадки удалось получить наиболее плотные образцы, обладающие максимальными значениями микротвердости и коэффициента трещиностойкости.

Установлено, что использование в качестве упрочняющих волокон многостенных углеродных нанотрубок, покрытых оксидом вольфрама, позволило получить образцы композиционной  $\text{Si}_3\text{N}_4$ -керамики с коэффициентом трещиностойкости 5.3 МПа·м<sup>1/2</sup>.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

# ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И РАЗМЕРА ЧАСТИЦ НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Болдин М.С.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Благовещенский Ю.В.<sup>2</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1</sup>, Исаева Н.В.<sup>2</sup>,  
Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Попов А.А.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>, Шотин С.В.<sup>1</sup>, Семенычева А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва  
boldin@nifti.unn.ru

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки карбида вольфрама, полученные методом плазмохимического синтеза из оксида вольфрама и углеводорода в струе восстановительного газа, и последующего печного синтеза. Изменение среднего начального размера частиц ( $R_0$ , нм) и содержания монокарбида WC ( $f$ , об.%) в синтезируемой шихте осуществлялось варьированием температуры плазмы, а также температуры и времени печного синтеза. Для сравнения в работе исследовался промышленный порошок монокарбида вольфрама фирмы «H.C. Starck» ( $R_0=110-115$  нм).

Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) порошков осуществлялось на установке «Dr.Sinter model SPS-625» в интервале температур от 1400 до 1950 °С, без выдержки. Скорость нагрева ( $V$ ) варьировалась от 25 до 2400 °С/мин. Опыты проводились при давлении ( $P$ ) одноосного сжатия 60 и 75 МПа. Усадка образцов отслеживалась при помощи дилатометра, входящего в комплект установки. Спекание проводилось в вакууме 4 Па в графитовых пресс-формах с внутренним диаметром 12 мм.

Установлено, что ЭИПС нанопорошков карбида вольфрама осуществляется при более низких температурах, чем при обычном спекании – оптимальная температура окончания усадки  $T_2=1380-1520$  °С, что соответствует  $\sim 0.53-0.57T_m$  (где  $T_m=3143$  К – абсолютная температура плавления монокарбида вольфрама). Показано, что эффект уменьшения оптимальной температуры спекания связан не только с малым размером частиц, но и с эффектом ускорения зернограничной диффузии в условиях высокоскоростного нагрева.

Установлено, что для нанопорошков с пониженным содержанием монокарбида наблюдается немонотонный характер зависимости оптимальной температуры спекания  $T_2$  от среднего начального размера частиц  $R_0$ : увеличение  $R_0$  от 46 до 63 нм приводит к повышению  $T_2$  от 1420 °С до 1520 °С. При дальнейшем увеличении  $R_0$  до 112 нм приводит к уменьшению температуры  $T_2$  до 1380-1390 °С. В случае спекания порошков с  $f=100\%$ , увеличение  $R_0$  от 72 нм до 112 нм приводит к незначительному повышению  $T_2$  на 25 °С.

Показано, что в образцах, полученных из композиций с  $f=83.5-99.7\%$ , наблюдается аномальный рост зерен. При этом увеличение  $f$  от 83.5% до 99.7% приводит к увеличению среднего размера аномально крупных зерен от 3 до 17 мкм. При ЭИПС композиций с  $f=100\%$  наблюдается нормальный рост зерен и формируется однородная ультрамелкозернистая (0.15-0.3 мкм) структура, что свидетельствует о необходимости получения порошковых композиций с предельным (100%-ным) содержанием монокарбидной фазы.

Полученные образцы обладают исключительно высокой твердостью ( $H$ ), демонстрируя при этом оптимальное сочетание « $H/K_{1c}$ ». При  $V<100$  °С/мин наблюдается повышенная трещиностойкость  $K_{1c}$  при меньших значениях  $H$  (24.2 ГПа, 6.7 МПа·м<sup>1/2</sup>, 25°С/мин, 60 МПа), и повышенная  $H$  при снижении  $K_{1c}$  (31.1 ГПа, 5.2 МПа·м<sup>1/2</sup>, 2400°С/мин, 60 МПа). ЭИПС при  $T=1550$  °С (25 °С/мин, 75 МПа) позволяет получать образцы с  $H=34$  ГПа и  $K_{1c}=4.3$  МПа·м<sup>1/2</sup>.

В работе предложена качественная модель эволюции структуры нанопорошковых композиций при ЭИПС, позволяющая объяснить наблюдаемые закономерности, в том числе – влияние  $f$  и  $R_0$  на плотность и параметры структуры спекаемых материалов, а также возможность низкотемпературного спекания нанопорошковых композиций в условиях высокоскоростного нагрева в условиях нормального и аномального роста.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

# ПАРОФАЗНЫЕ НАНОКОНДЕНСАТЫ PbTe, SnTe: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Фреик Д.М., Никируй Л.И., Былина И.С., Чав'як И.И., Межиловская Л.И.,  
Маковишин В.И.

Прикарпатський національний університет імені В. Стефаника, Україна  
vania\_bylina@mail.ru

Полупроводниковые соединения группы  $A^{IV}-B^{VI}$  играют важную роль в развитии современной физики нанотехнологий. Тонкие пленки и низкоразмерные конденсаты халькогенидов свинца являются перспективными полупроводниковыми структурами для создания на их основе активных элементов микро-и наноэлектроники [1,2]. Станум теллурид, благодаря особенностям Р-Т-Х-диаграмм равновесия имеет стабильный р-тип проводимости с высокой концентрацией носителей ( $\sim 10^{20}$  см $^{-3}$ ), что делает перспективу его использования для положительных ветвей термоэлектрических модулей [3].

Для получения тонких пленок соединений IV-VI широко используются парофазные вакуумные технологии, среди которых особое внимание привлекает конденсация пара в квазизамкнутом объеме.

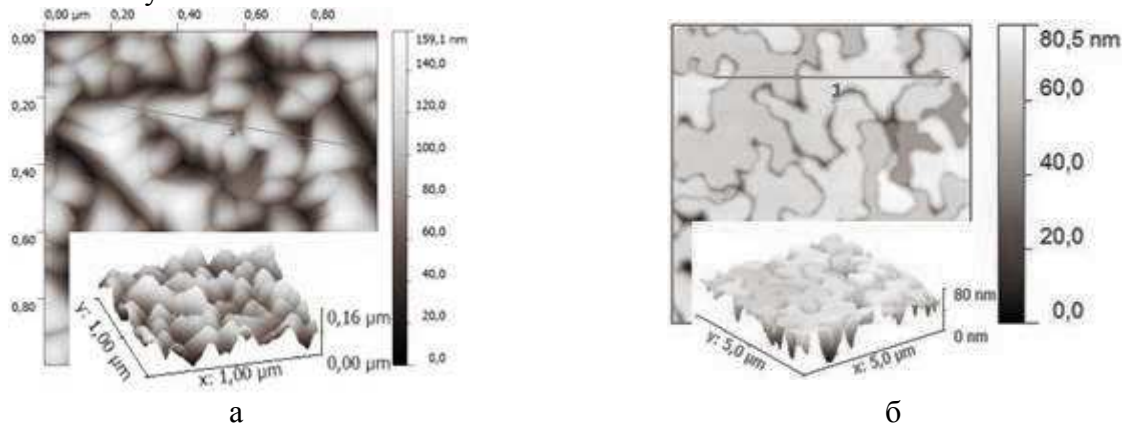


Рис. 1. 3D и 2D АСМ-изображения конденсатов PbTe:Sb и SnTe, отриманих на свіжих сколах (0001) слюди-мусковіт.

Нами сделан анализ АСМ-изображений тонких пленок SnTe, полученных с помощью метода «горячей стенки», и PbTe:Sb(Bi), полученных с помощью открытого испарения в вакууме на подложки из слюды. Проведено исследование механизмов формирования и электрических свойств данных парофазных конденсатов на свежих сколах (0001) слюды-мусковит. Стабильный р-тип проводимости объяснено смещением области гомогенности соединений SnTe на стороне теллура, величина которого определяется температурой осаждения. Установлено, что время осаждения конденсата сложным образом влияет на характер формирования топологических особенностей: имеет место многостадийный процесс, включающий стадии нуклеации, агрегации и рост отдельных нанокристаллитов. Выявлено, что рост происходит по механизму Фольмера-Вебера.

## Литература

1. Фреик Д.М., Галуцак М.А., Межиловская Л.И. Физика и технология полупроводниковых пленок. Вишя школа. Львов. 152 с. (1988).
2. Зимин С. П. Наноструктурированные халькогениды свинца: монография / С. П. Зимин, Е. С. Горлачев; Яросл. гос. ун-т им. П. Г. Демидова. – Ярославль: ЯрГУ, 2011. – 232 с.
3. Абрикосов Н.Х., Шелимова Л.Е. Полупроводниковые материалы на основе соединений  $A^4B^6$  (Наука, Москва, 1975).

# КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТРАНСФОРМАЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Быля О.И.<sup>1</sup>, Овчинникова Н.В.<sup>1</sup>, Васин Р.А.<sup>1</sup>, Автократова Е.В.<sup>2</sup>, Ильясов Р.Р.<sup>2</sup>,  
Ситдииков О.Ш.<sup>2</sup>, Маркушев М.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> НИИ Механики МГУ имени М.В.Ломоносова, Москва

<sup>2</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
olga.bylya@mail.ru

Известно, что механическое поведение металлов, а также сплавов со структурой матричного типа, существенно зависит от параметров зеренного строения. В связи с этим, проблема управления и, в особенности, прогнозирования их структуры на различных стадиях получения полуфабрикатов и изделий, является чрезвычайно важной и актуальной, и имеет большой коммерческий потенциал.

Предложена математическая модель, позволяющая адекватно оценить параметры (суб)структуры алюминиевого термонеупрочняемого Al-Mg сплава (типа 1570), формирующейся в процессе равноканального углового прессования (РКУП). Модель в целом базируется на данных работы [1], но имеет ряд существенных отличий от ранее предложенных моделей. Основное отличие заключается в методологии учета и описания кинетики формирования субзерен в процессе деформации. Так, в работе [1], как и в ряде других работ, размер субзерен является функцией параметра Зинера - Холломона,  $Z$ . Однако, этот параметр имеет «мгновенную» природу, отражая лишь мгновенные температурно-скоростные условия деформации. В то же время, создание и развитие субзеренной структуры требует затрат определенного количества энергии, и вряд ли может существенно изменяться в связи с мгновенным изменением условий нагружения. Этот процесс зависит от истории деформирования, и именно поэтому в разработанной модели он принят, как функция накопленной удельной энергии деформации.

Предложенная модель была запрограммирована как пользовательская пост-процессинговая подпрограмма в продукте QForm 7 [2] и протестирована путем сравнения результатов расчетов с экспериментальными данными, полученными при теплом РКУП сплава типа 1570 по маршруту Вс [3]. Среди оцениваемых параметров структуры рассчитывали удельную долю высоко- и малоугловых границ, объемную долю и размер зерна и субзерна.

Сделан вывод о том, что модель удовлетворительно описывает наблюдавшиеся на практике изменения структуры сплава, и она может быть использована для их прогнозирования в широком температурно-скоростном интервале прессования, а также для оптимизации режимов РКУП с целью формирования регламентированной структуры и свойств термонеупрочняемых алюминиевых сплавов.

## Литература

1. *L. Donati, A. Segatori, M.E. Mehtedi, L. Tomesani.* Grain evolution analysis and experimental validation in the extrusion of 6XXX alloys by use of a lagrangian FE code // *International Journal of Plasticity.* 2013. V.46. P.70–81.
2. *S. Stebunov, N. Biba, A. Vlasov, A. Maximov.* Thermally and Mechanically Coupled Simulation of Metal Forming Processes // *Proceedings of the 10th International Conference on Technology of Plasticity, Aachen, eds. G. Hirt, E. Tekkaya.* 2011. P. 171-175.
3. *E. Avtokratova, O. Sitdikov, O. Mukhametdinova, M. Markushev.* High Strain Rate Superplasticity in an Al-Mg-Sc-Zr Alloy produced by ECAP and subsequent cold and warm rolling // *Materials Science Forum.* 2012. V. 710. P. 223-228.

# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОДЛОЖКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ МЕДНОГО ПОКРЫТИЯ

Валеев И.Ш., Валеева А.Х.

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

Формирование электролитических покрытий на поверхности основы начинается с образования на ней кристаллических зародышей осаждаемого металла [1]. Однако процессы структурообразования, определяющие свойства формирующихся при электрокристаллизации пленок, фольг и покрытий, изучены недостаточно.

Цель работы – изучение влияния структурного состояния медной подложки на микроструктуру электроосажденного покрытия. В качестве материала исследования выбрана медь М1 в следующих структурных состояниях: 1) в состоянии поставки, средний размер зерна  $d=26$  мкм, 2) после обработки квазигидростатическим давлением (КГД) на наковальне Бриджмена,  $d=0,26$  мкм. Электроосаждение медного покрытия проводилось на образцы из стандартного сульфатного электролита при варьировании плотности тока и времени электролиза [2]. Исследование микроструктуры полученных покрытий проводили на растровом электронном микроскопе VEGA3 TESCAN.

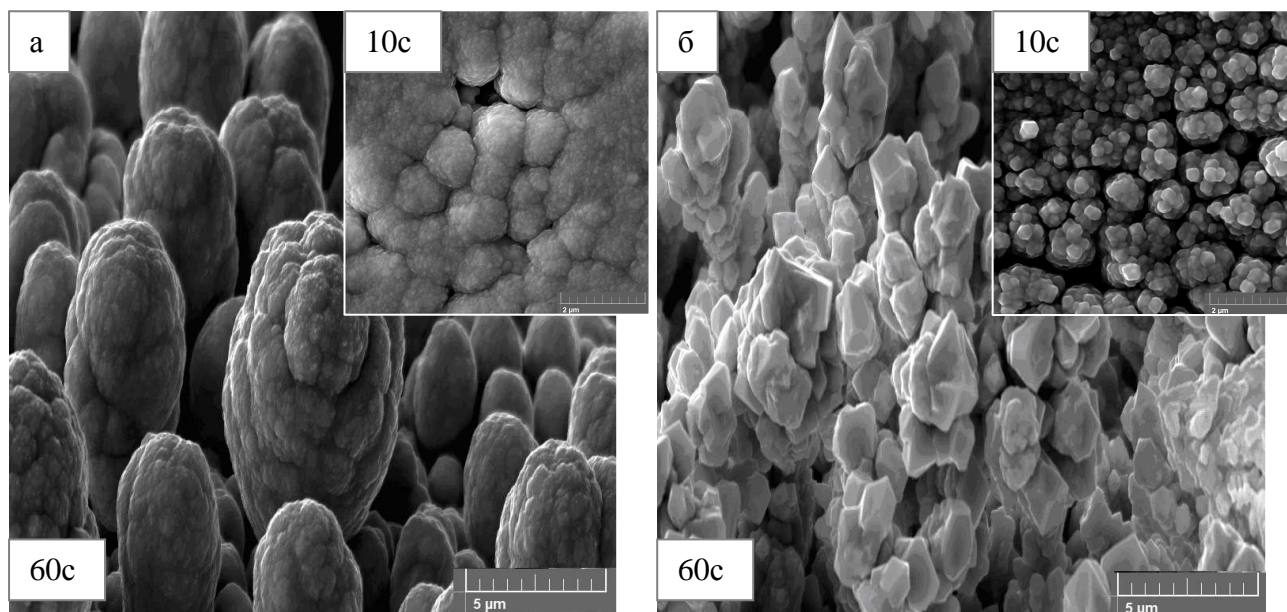


Рис. Микроструктура покрытий, нанесенных на медную подложку с различным структурным состоянием: а) исходный пруток, б) после обработки КГД.

Исследования показали, что процесс формирования сплошного покрытия в первом случае начинается с образования сферических островков роста разной величины, неравномерно распределенных по поверхности, которые при дальнейшем росте преобразуются в сферолиты. Неравномерное распределение островков роста говорит о локальной неоднородности условий электрокристаллизации в различных точках подложки.

После КГД на начальной стадии образуются четко ограниченные микрокристаллы с пентагональной симметрией, из которых формируются крупные кристаллы различной симметрии, переходящие в дендриты.

## Литература

1. Ковенский И.М., Поветкин В.В. Металловедение покрытий. М: «СП Интермет Инжиниринг». 1999. 296 с.
2. А.П. Воленко. //Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Физико-математические науки. 2004. № 27. С. 114-118.



# ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ СПЛАВА SnSbCu ИЗ ЭЛЕКТРОЛИТА С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ СУРЬМЫ

Валеева А.Х., Валеев И.Ш.

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

Одним из перспективных способов получения антифрикционного слоя является электроосаждение тройного сплава, близкого по составу к оловянистому баббиту. Важным преимуществом метода является возможность получить максимально мелкозернистую структуру и управлять процессом структурообразования.

Целью работы является изучение микроструктуры и химического состава покрытия, электроосажденного на медную подложку, представляющего собой тройной сплав SnSbCu, в зависимости от концентрации сурьмы в электролите.

В электролите варьировали концентрацию  $SbCl_3$ : 0,01M, 0,0125M, 0,0175M. Электроосаждение проводили при плотности катодного тока  $0,31 \text{ mA/mm}^2$ , в течение 10, 30, 60, 300 и 600 секунд. Сплав наносили на подложку из меди М1. Использовали инертный анод из графита. Химический состав полученных покрытий после 600с процесса электроосаждения приведен в таблице.

Концентрация $SbCl_3$ в электролите, М	Содержание элемента в покрытии, % масс.		
	Cu	Sn	Sb
0,01	$12,3 \pm 0,2$	$78,0 \pm 0,5$	$9,7 \pm 0,2$
0,0125	$11,8 \pm 0,2$	$83,4 \pm 0,5$	$4,8 \pm 0,1$
0,0175	$60,3 \pm 0,5$	$9,3 \pm 0,2$	$15,7 \pm 0,3$

Зависимости  $\lg[Sn]/[Sb] - \lg[Sn^{2+}]/[Sb^{3+}]$  и  $\lg[Cu]/[Sb] - \lg[Cu^{2+}]/[Sb^{3+}]$ , имеющие нелинейный вид, позволяют заключить, что при электроосаждении образуются не сплавы типа механической смеси, а осаждаются интерметаллиды и твердые растворы.

Микроструктура полученных покрытий после 600с электроосаждения приведена на рисунке.

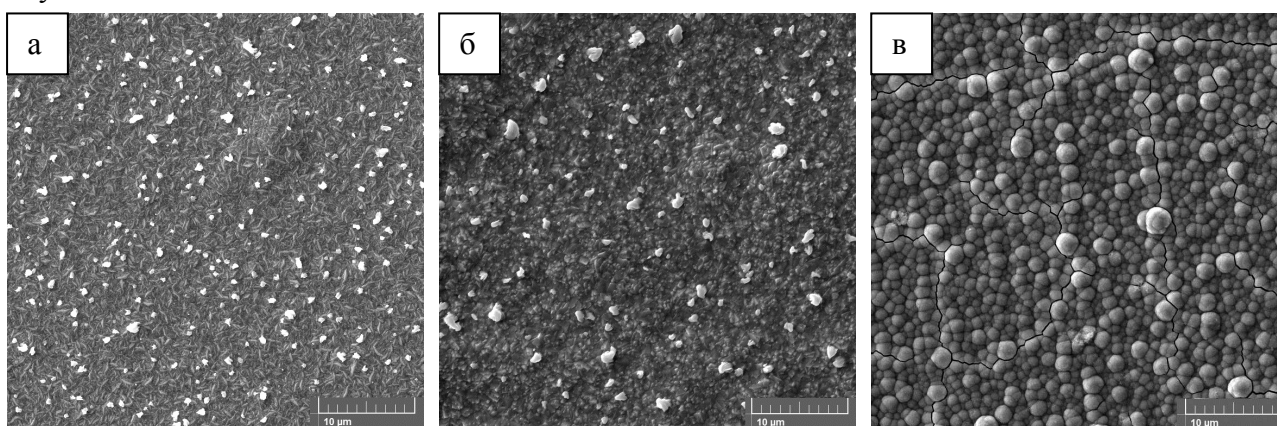


Рис.1. Микроструктура покрытий из электролита с различной концентрацией  $SbCl_3$ : а) 0,01M, б) 0,0125M, в) 0,0175M

Очевидно, что микроструктура и химический состав покрытий сильно зависят от концентрации сурьмы в электролите. Увеличение количества сурьмы приводит к значительному снижению содержания олова и растрескиванию покрытия.



## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИСТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Валиахметов А.О., Галеев Р.М., Сафиуллин Р.В., Валиахметов О.Р.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

galeyev@imsp.ru

Благодаря своим хорошим сверхпластическим свойствам (низкие напряжения течения и высокие – более 1000% – относительные удлинения) листовой титановый сплав ВТ6 (Ti–6Al–4V) широко применяется в технологии сверхпластической формовки и сварки давлением. С использованием данной технологии, ведущие авиакосмические фирмы, такие как Airbus и Boeing из этого листового титанового материала изготавливают различного рода полые сложнопрофильные конструкции для авиакосмической промышленности [1-3].

Листы из титанового сплава ВТ6 с УМЗ структурой (размер зерен около 1 мкм и менее) в условиях сверхпластичности имеют хорошую диффузионную свариваемость в интервале температур 800–900°C и формуемость при 750–800°C. При осуществлении технологического процесса сварки давлением и сверхпластической формовки (СД/СПФ) титановый материал подвергается длительному нагреву и выдержке при температуре сварки давлением. В результате термического воздействия в процессе сварки давлением микроструктура и, соответственно, сверхпластические характеристики титанового сплава ВТ6 изменяются в сравнении с исходным состоянием листового полуфабриката. В этой связи, важным является знание сверхпластических характеристик материала, как при выполнении твердофазного соединения, так и непосредственно при сверхпластической формовке.

Целью данной работы является изучение стабильности характеристик сверхпластичности исследуемых листовых заготовок, что необходимо для разработки рациональных режимов получения реальных полых конструкций методом СД/СПФ. В работе проведено сравнительное исследование микроструктуры и сверхпластических характеристик листов из сплава ВТ6 промышленного производства (ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», размер зерен 1,2 мкм) и изготовленного по способу [4], разработанному в ИПСМ РАН (размер зерен 0,5 мкм), в состоянии поставки и после отжигов, моделирующих режимы обработки листовых заготовок в процессе сверхпластической формовки и сварки давлением.

Результаты исследования характеристик сверхпластичности листового титанового материала в различных структурных состояниях позволяют корректно установить технологический «закон подачи газа» в процессе сверхпластической формовки.

### Литература

1. *Строганов Г.Б., Новиков И.И., Бойцов В.В., Пиширков В.Ф.* Использование сверхпластичности в обработке металлов давлением. М.: Машиностроение, 1989, 108 с.
2. *Stephen D.* Designing for superplastic alloys // In: Superplasticity. AGARD Lecture Series № 154. 1987. P. 7.1–7.37.
3. *Swale B.* Superplastic forming of titanium. A user friendly process // Proceedings of Third European Conference on Superplastic Forming – Euro SPF'04. Toulouse, France. 2004. P. 39–44.
4. Патент РФ № 2224047. 2004.

**ВКЛАД НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ,  
СФОРМИРОВАННЫХ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ,  
НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ ПОРОШКОВЫХ  
КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ NiAl-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>**

**Дроздов А.А.<sup>1</sup>, Поварова К.Б.<sup>1</sup>, Морозов А.Е.<sup>1</sup>, Скачков О.А.<sup>2</sup>, Валитов В.А.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва.*

<sup>2</sup>*ФГУП Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им.  
И.П.Бардина, г. Москва.*

<sup>3</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа.  
valitov\_va@imsp.ru*

На примере сплавов NiAl-(2,5-7,5) об. % Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> рассмотрена роль ультрадисперсных и наноразмерных структурно-фазовых состояний, возникающих в системах на различных этапах получения и обработки сплавов, в формировании направленных структур и характеристик жаропрочности сплавов. На стадии получения исходных порошков установлено, что однородность распределения Ni и Al, а также степень приближения состава порошка к равновесному повышаются при переходе от смесей порошков элементов, в том числе механоактивированных, к гранулам-микрослиткам, полученным распылением расплавов газами (N, Ar) (~80 масс. % частицы размером 100-400 мкм) и далее к порошкам NiAl (~90 масс. % частицы размером ≤ 40 мкм), полученным совместным гидридно-кальциевым восстановлением смесей оксидов (удельная поверхность S<sub>q</sub> = 0,18-0,26 м<sup>2</sup>/г). Дальнейшее измельчение частиц порошков и элементов их структуры в атриторе в течение 5-10 ч эффективнее, чем в шаровой мельнице в течение 150 ч: после атритора S<sub>q</sub> = 5,0-5,5 м<sup>2</sup>/г, после шаровой мельницы S<sub>q</sub> ≤ 3,0-5,5 м<sup>2</sup>/г. В порошках, измельченных в атриторе, уровень микроискажений в ~ 2,4 раза выше, а размер ОКР в 2 раза мельче (~15 нм), чем после обработки в шаровой мельнице (~32 нм).

Совмещение в одной операции механоактивации порошка интерметаллидной матрицы (ИММ) на основе NiAl в атриторе и введения в смесь дисперсных частиц порошка тугоплавкого оксида Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> позволило получить образцы сплава с плотностью, близкой теоретической, в котором отсутствуют скопления дисперсных частиц оксидов на стыках границ зерен. Субмикронные и наноразмерные частицы оксидов равномерно распределены в объеме ИММ, характеризующейся однородным распределением Ni и Al. Рекристаллизационный отжиг прутков и прессизделий различного профиля, полученных двукратной экструзией суммарным коэффициентом вытяжки λ > 28, при температурах, составляющих, ~ 0,89-0,95 T<sub>пл</sub> (K) NiAl в изотермических условиях или в температурном поле с градиентом температуры по длине изделия обеспечивает формирование квазимонокристаллической структуры в NiAl-матрице с крупными вытянутыми рекристаллизованными зернами, продольные границы которых стабилизированы дисперсными (d=150-300 нм) частицами оксидов. Малая доля поперечных границ обеспечивает высокое сопротивление ползучести при температурах до 1500-1550°C, которые на 200-250°C выше температур плавления никелевых суперсплавов.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН58МБЮД С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ ВКНА-4У ПРИ РАЗЛИЧНОЙ ВЫСОТЕ ВЫСТУПОВ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ

Валитова Э.В.<sup>1</sup>, Лутфуллин Р.Я., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Мухаметрахимов М.Х.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
Elvinochka07@mail.ru

При сварке давлением (СД) неразъемное соединение образуется в результате развития пластической деформации микровыступов на контактных поверхностях [1]. С помощью СД возможно получать соединения на таких металлах или сплавах, которые невозможно или сложно сварить другими способами, например, титан с алюминием, сталь с чугуном и др. [2]. Использование сварных конструкций приводит к экономии металла и к более рациональной форме конструкций, при этом стыки в конструкциях выполняются без вспомогательных элементов, утяжеляющих изделия.

В настоящей работе приведены данные анализа результатов физического и компьютерного моделирования процесса сварки давлением жаропрочного никелевого сплава ХН58МБЮД и интерметаллидного сплава ВКНА-4У. Свариваемая поверхность образца из сплава ХН58МБЮД оставалась плоской, на свариваемую поверхность образца из сплава ВКНА-4У наносились проточки, которые в сечении имели вид квадрата. Значение стороны квадрата  $a$  варьировалось. На рис.1 представлены результаты компьютерного моделирования и экспериментальные данные для образца с максимальным значением  $a$ .

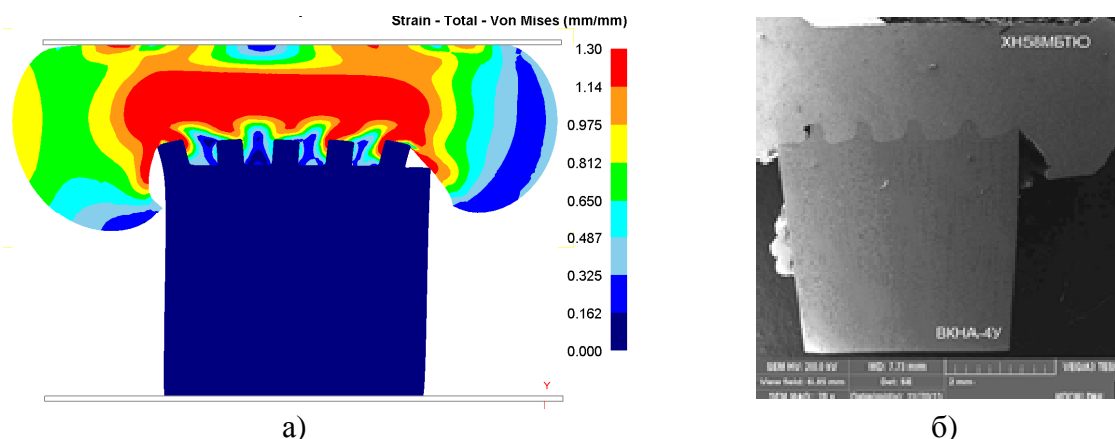


Рис. 1. Твердофазное соединение образцов с максимальным значением стороны проточки  $a$ : а) МКЭ-модель сваренного образца; б) результат физического эксперимента.

Анализ результатов математического моделирования и экспериментальных данных позволяет сделать вывод, что имеется оптимальное значение стороны проточки  $a$ , обеспечивающее рациональную сварку. При слишком малом значении  $a$ , как следствие, увеличивается количество проточек, возрастает число участков с большой кривизной поверхности на углах проточек, что значительно увеличивает время затекания материала в углы. При слишком большом значении  $a$  в зоне соединения остаются застойные зоны, хотя время сварки уменьшается.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-08-97061.*

## Литература

1. Караказов Э.С. Сварка металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1986. – 280с.
2. Люшинский А.В.. Диффузионная сварка разнородных материалов. – М.: Издательский центр «Академия», 2006. – 208 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАКЛЕПА И НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ Ru-Al И Ni-Al НА СТРОЕНИЕ КОМПАКТНЫХ СПЕЧЕННЫХ ОБРАЗЦОВ

Морозов А.Е.<sup>1</sup>, Дроздов А.А.<sup>1</sup>, Поварова К.Б.<sup>1</sup>, Валитова Э.А.<sup>2</sup>, Антонова А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

ae\_morozov@list.ru

RuAl (упорядоченной ОЦК типа В2 кристаллической структура,  $T_{пл}=2062^{\circ}\text{C}$ ) рассматривается как перспективный материал для высокотемпературного применения [1, 2]. Получение сплавов на основе моноалюминида рутения, как и NiAl (В2,  $T_{пл}=1630^{\circ}\text{C}$ ) возможно различными методами. Одним из относительно недорогих способов, широко применяемых для получения изделий из трудно деформируемых материалов, являются методы порошковой металлургии. В качестве исходных материалов можно использовать смеси порошков Ru(Ni)+Al либо порошки, уже имеющие заданный фазовый состав, например NiAl, полученный распылением расплавов, гидридно-кальциевым восстановлением смесей оксидов.

Для получения порошков RuAl такие процессы не разработаны, в связи с чем в настоящей работе сделана попытка получить компактный материал заданного фазового состава RuAl (49Ru-48Al-3Re) из смесей порошков Ru, Re и Al (A0), используя их способность вступать в экзотермическую реакцию с образованием RuAl. Сделана также попытка измельчения частиц исходных порошков и увеличить площадь контакта между частицами порошка путем механоактивации (МА) в атриторе в течение 5, 10, 15 ч (A5, A10, A15). Смеси A0 состояли из конгломератов (20-100 мкм) частиц Ru (0,5-2 мкм) и гранул Al (5-20 мкм). Смеси A5, A10 состояли из гранул (до 40 мкм), которые разрушались, дробились на мелкие фрагменты (A15). Наклеп как Ru так и Al достигает максимума уже после 5 ч МА и далее практически не меняется. Наклеп жестких трудно деформируемых частиц Ru (ГПУ решетка), склонного к деформации двойникованием, происходит не за счет увеличения плотности дислокаций (как это имеет место при МА Ni), а за счет измельчения размера блоков (областей когерентного рассеяния, ОКР), поскольку не наблюдается характерное для увеличения плотности дислокаций большее уширение линий на больших углах. Такое же явление наблюдается и для вязких частиц ГЦК Al, что связано с интенсивной деформацией Al в контакте с жестким Ru. ОКР достигают размеров 80-100 нм.

Компактирование проводили по разработанной технологии спекания под давлением, обеспечивающей снижение пористости. Установлено, что пористость образцов из порошков после МА (A15) не превышает 5 об. %, тогда как порошков A0 может достигать 10 и 50 % (в зависимости от последовательности нагрева и приложения давления). Благодаря наклепу и формированию в порошках A5, A10 и A15 наноразмерных ОКР компактные образцы из них, несмотря на неравновесный фазовый состав (Ru, RuAl, Ru<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, RuAl<sub>2</sub> и нерастворившиеся частицы Re), отличаются макро и микро однородным распределением микронных и наноразмерных выделений этих фаз по всему объему материала. Отсутствуют крупные участки, Ru, алюминидов Ru, и частиц Re, которые наблюдаются в образцах, не подвергавшихся МА.

## Литература

1. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Скачков О.А. Тугоплавкий интерметаллид RuAl как основа нетрадиционных жаропрочных сплавов. // Металлы, 2002г., №3, с.35 – 47.
2. Поварова К.Б., Морозов А.Е., Дроздов А.А., Казанская Н.К. Разработка литых сплавов на основе RuAl. // Металлы, 2011г., №5, с.93 – 104.

# СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН58МБЮДС ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ ВКНА-4У НА ПРИМЕРЕ ОБРАЗЦОВ С РАЗЛИЧНЫМ РЕЛЬЕФОМ ПОВЕРХНОСТИ

Валитова Э.В.<sup>\*</sup>, Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Валитов В.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

*\*Elvinochka07@mail.ru*

Сварка давлением осуществляется путем пластической деформации свариваемых образцов при температуре, как правило, ниже температуры плавления [1]. Наиболее часто при сварке давлением используется схема одноосного сжатия, для которой характерно неоднородное напряженно-деформированное состояние. Вследствие этого, на контактных свариваемых поверхностях образуются зоны затрудненной деформации, затрудняющих сварку. Например, в работе [2] было показано, что в центральной зоне свариваемых образцов по схеме одноосного сжатия наблюдается высокая пористость, а в периферийных зонах, где имеет место сдвиговая деформация, формируется более высокого качества беспористое соединение. Следовательно, по крайней мере, поверхность одной из свариваемых деталей должна благоприятствовать развитию сдвиговых деформаций, что может быть достигнуто, например, за счет изменения формы профиля свариваемой поверхности. Известно, что твердофазная сварка никелевых сплавов представляет актуальную научно-техническую задачу для авиационного машиностроения. В связи с этим в настоящей работе было изучено влияние профиля поверхности на формирование твердофазного соединения при сварке давлением сплава интерметаллидного ВКНА-4 со сплавом ХН58МБЮДС. Сварка давлением осуществлялась при температуре 850°C. Соединяемые поверхности образцов из сплава ХН58МБЮДС были плоскими, а соединяемые поверхности образцов из интерметаллидного сплава на основе Ni<sub>3</sub>Al были изготовлены в трех вариантах: зигзагообразной с треугольными и прямоугольными выступами, и выступы в виде трапеции (Рисунок 1).

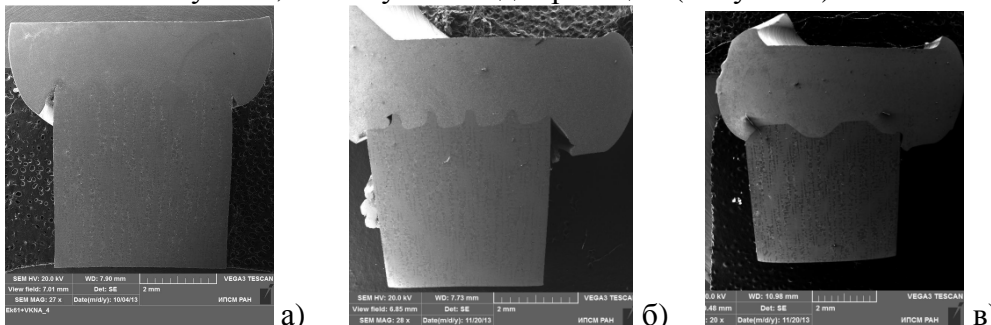


Рис. 1. – Общий вид соединенных образцов с различным рельефом поверхности соединения  
а) зигзагообразной с треугольными выступами; б) прямоугольные выступы; в) выступы в виде трапеции

Эксперименты показали, что рельеф поверхности образца свариваемого интерметаллидного сплава является эффективным фактором для достижения качественного твердофазного соединения в условиях низкотемпературной сверхпластичности. При этом деформация интерметаллидного сплава была практически незначительной. Наиболее успешно получение беспористого соединения достигнуто на образцах с зигзагообразными треугольными выступами.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 13-08-12200\14.*

## Литература

1. ГОСТ 2601-84. – Сварка металлов термины и определения основных понятий. Введ. с 01.07.85. – М.: Изд-во стандартов, 1984. –57с.
2. Валитова Э.В., Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А. Перспективные материалы. - №15 - С. 35-39.

# ПОДХОДЫ К ПОСТРОЕНИЮ МНОГОПОЛЕВЫХ МОДЕЛЕЙ

Васильев А.А.<sup>1</sup>, Дмитриев С.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Тверской государственный университет, Тверь

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

alvasiliev@yandex.ru

Многополевой подход является одним из подходов построения моделей обобщенной континуальной механики [1]. Он основан на введении макроячеек и большего, чем в классических моделях, количества полей для описания деформаций. Представляет интерес формулировка и анализ различных подходов к построению и уточнению многополевых моделей.

Однополевая модель решетки, построенная на основе примитивной ячейки, описывает длинноволновые деформации с волновыми числами вблизи  $(k_x, k_y) = (0, 0)$ . Двухполевые модели, построенные на основе макроячеек Рис. 1а, 1б и 1с, обладают точностью однополевой

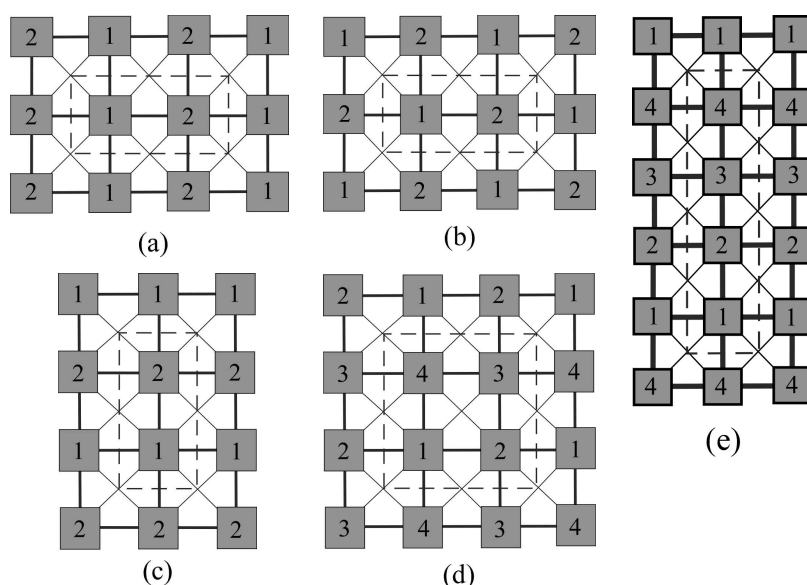


Рис. 1. Макроячейки для построения многополевых моделей

для коротких волн с волновыми числами в окрестности  $(\pi, 0)$ ,  $(\pi, \pi)$  и  $(0, \pi)$ . Четырехполевая модель для макроячейки Рис. 1е, уточняет двухполевую модель Рис. 1с для одномерных деформаций с волновыми числами в окрестности точки  $(0, \pi/2)$ .

В [2] дан анализ возможностей моделей с ячейками 1с и 1е для континуального описания решетки как одномерного фильтра частот. Модели с ячейками 1а-с могут использоваться для анализа фильтров в высокосимметричных направлениях, а четырехполевая модель с макроячейкой 1д для моделирования решеток как направленных фильтров [3]. Аналогично, общий подход представляет интерес также при моделировании устойчивости решеток [4].

*Работа частично поддержана грантом РФФИ 14-13-00982.*

## Литература

1. Vasiliev A.A., Dmitriev S.V., Miroshnichenko A.E. Multi-field approach in mechanics of structural solids. *Int. J. Solids Struct.*, 2010, 47, 510-525.
2. Vasiliev A.A., Miroshnichenko A.E., Dmitriev S.V. Multi-field modeling of a Cosserat lattice: models, wave filtering, and boundary effects // *European Journal of Mechanics – A/Solids*, 2014, 46, 96-105.
3. Ruzzene M., Scarpa F. Directional and band-gap behavior of periodic auxetic lattices. *Phys. Stat. Sol. B*, 2005, 242 (3), 665-680.
4. Дмитриев С.В., Баимова Ю.А., Савин А.В., Кивиарь Ю.С. Границы устойчивости плоского листа графена при деформации в плоскости. *Письма в ЖЭТФ*, 2011(93), 632-637.

# СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КОБАЛЬТЕ, ПОЛУЧЕННОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Альмухаметов Р.Ф., Габдрахманова Л.А.

Башкирский государственный университет, Уфа  
la-gabdrahmanova@mail.ru

Нанокристаллические материалы представляют большой научный и практический интерес из-за их необычных физических свойств [1]. Несмотря на многочисленные исследования, природа процессов, протекающих в нанокристаллических материалах, изучена недостаточно. В данной работе проведены рентгеновские, электронно-микроскопические исследования, а также исследования твердости нанокристаллического кобальта. Образцы получены методом интенсивной пластической деформации на наковальнях Бриджмена под давлением 7 ГПа при комнатной температуре поворотом бойка на 5 оборотов.

Рентгеновским методом и методом электронной микроскопии исследованы размеры кристаллитов и величина микронапряжений в зависимости от температуры отжига. При отжиге до  $\sim 300$  °С размеры кристаллитов незначительно растут в интервале от 20 до 50 нм, а микронапряжения уменьшаются существенно. При отжиге выше  $\sim 300$  °С размеры кристаллитов возрастают скачкообразно, а микронапряжения быстро падают. На основании рентгеновских, электронно-микроскопических исследований и исследований твердости сделано заключение о том, что отжиг при температурах до  $\sim 300$  °С сопровождается возвратом, а выше этой температуры – рекристаллизацией. Установлено, что пластическая деформация приводит к задержке перехода высокотемпературной ГЦК фазы кобальта в низкотемпературную ГПУ фазу при его охлаждении ниже температуры фазового перехода. Показано, что задержка фазового перехода связано с уменьшением размеров кристаллитов при пластической деформации ниже критического размера зародыша новой фазы [2]. Установлено, что ширина рентгеновских линий ( $W$ ) в зависимости от температуры отжига описывается функцией Аррениуса. На зависимостях  $\ln W = f(1/T)$  наблюдаются два прямолинейных участка, соответствующие возврату и рекристаллизации. При температуре  $T \sim 300$  °С на графиках  $\ln W = f(1/T)$  происходит скачкообразное изменение угла наклона, связанное с началом рекристаллизации. Предложено теоретическое объяснение наблюдаемых экспериментальных зависимостей  $\ln W = f(1/T)$ . На основе рентгеновских данных нами были определены значения энергии активации наблюдаемых процессов. В области возврата наши данные значительно меньше, чем энергия активации зернограничной диффузии в металлах. В литературе также имеются заниженные значения энергии активации диффузии, полученные разными методами для нанокристаллических материалов. Мы полагаем, что возможной причиной этого является высокая дефектность образцов, полученных методом интенсивной пластической деформации. Наши данные близки с энергией активации поверхностной диффузии кобальта, найденной для тонких пленок  $Q=0.14$  эВ [3]. Для области рекристаллизации наши данные значительно меньше энергии активации самодиффузии в крупнокристаллических металлах и кобальте (2.69 эВ) [4]. Причиной этого также является высокая концентрация дефектов в образце.

## Литература

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000, 272 с.
2. *Альмухаметов Р.Ф., Габдрахманова Л.А., Шарипов И.З., Абзильдин Я.А.* Исследование релаксационных процессов в нанокристаллическом кобальте, полученном методом интенсивной пластической деформации // ФТТ. 2014. Т. 56. № 2. С. 224-229.
3. *Prasad J.J.B., Reddy K.V.* Self diffusion studies on cobalt thin films // Bull. Mater. Sci. 1985. V. 7. P. 15-20.
4. *Бокштейн С.З.* Диффузия и структура металлов. М.: Металлургия, 1973, 208 с.

## **ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ БОРОМ НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА**

**Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсина Э.Р.**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
ramilgaisin@gmail.com

В работе проводилось сравнительное исследование рекристаллизационного поведения при горячей деформации образцов технически чистого титана ВТ1-0 с добавками 0.2 вес.% бора (ВТ1-0-Б) в литом состоянии и нелегированного технически чистого титана в горячекатаном и литом состояниях. Слитки сплавов ВТ1-0-Б и чистого титана ВТ1-0 весом около 100 г получали методом аргоно-дуговой плавки. Легирование бором сплава ВТ1-0 ведет к образованию однородно распределенных волокон и частиц моноборида титана при литье, что способствует существенному измельчению литой структуры. Размер колоний и длина  $\alpha$ -пластин в ВТ1-0-Б составляет примерно 10-100 мкм против ~100-1000 мкм в литом ВТ1-0. Микроструктура горячекатаного прутка ВТ1-0 характеризуется относительно мелкозернистой преимущественно равноосной структурой со средним размером зерен  $d=20$  мкм.

Механические испытания на сжатие проводили при комнатной и повышенных температурах при  $T=500-900^{\circ}\text{C}$ . Испытания на сжатие при комнатной температуре показали близкие значения напряжения течения и большую пластичность легированного бором сплава по сравнению с литым ВТ1-0. С повышением температуры деформации напряжение течения для сплава ВТ1-0 в горячекатаном состоянии и литого ВТ1-0-Б уменьшается быстрее, чем для литого ВТ1-0, что обусловлено меньшим размером зерен/пластин, по границам которых начинается пластическое течение.

Методом анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD-анализ) изучались микроструктура и спектр разориентировок границ зерен в сплавах после горячей деформации при  $T=900-600^{\circ}\text{C}$ . Сравнение рекристаллизационного поведения ВТ1-0-Б и ВТ1-0 при исходной литой структуре показывает, что малые добавки бора существенно облегчают развитие рекристаллизационных процессов при горячей деформации. Например, объемная доля рекристаллизованных зерен после осадки при  $T=900^{\circ}\text{C}$  в боросодержащем сплаве достигает 75% против 15-20% в ВТ1-0 без бора, при этом в спектре разориентировок границ зерен преобладают большеугловые границы. Влияние горячей деформации на микроструктуру литого сплава ВТ1-0-Б и горячекатанного прутка сплава ВТ1-0 оказалось примерно схожим.

На основе проведенного исследования в работе представлены следующие рекомендации, следование которым существенно облегчит (удешевит) получение мелко- и ультрамелкозернистых полуфабрикатов из технически чистого титана: i) использовать модифицирование бором в количестве ~0.1 вес.%; ii) первую деформацию проводить в квазидвухфазной ( $\alpha+\beta$ ) фазовой области при температуре  $900^{\circ}\text{C}$ ; iii) последующие деформационные переделы при необходимости получения ультрамелкозернистого полуфабриката выполнять при температурах, соответствующих высокой активности деформационного двойникования. При этом нужно считаться с тем, что степень деформации, требуемая для достижения полностью рекристаллизованной, ультрамелкозернистой структуры с преобладанием большеугловых границ зерен, будет тем выше, чем ниже температура деформации.



# ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ДВУХФАЗНОЙ $\gamma+\gamma'$ -ОБЛАСТИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ЭП741НП

Ганеев А.А. , Валитов В.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
oldinaid@mail.ru

Порошковый никелевый сплав ЭП741НП является труднодеформируемым, поэтому формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры типа микродуплекс, которая необходима для реализации эффекта сверхпластичности в никелевых сплавах, является актуальной задачей. Работа посвящена исследованию влияния режимов деформационно-термической обработки (ДТО) в  $\gamma+\gamma'$ -области на формирование УМЗ структуры типа микродуплекс в сплаве ЭП741НП.

Для улучшения деформируемости сплава перед деформацией был проведен гетерогенизирующий отжиг. ДТО образцов проводили методом дробной осадки с промежуточными отжигами. Суммарная степень деформации составила 65...70%. Дробная осадка проводилась в изотермических условиях при температурах на 10...45°C ниже температуры полного растворения  $\gamma'$ - фазы ( $t_s$ ). Исследование микроструктуры травленных шлифов, изготовленных в плоскости, проходящей через ось сжатия, показало наличие застойных и рекристаллизованных зон с островками нерекристаллизованных участков. Застойные зоны обнаруживались у основания образцов. В образцах деформированных при  $t_s - 25...45^\circ\text{C}$  в рекристаллизованной зоне формируется дуплексная структура, состоящая из зерен  $\gamma$ -матрицы и скоагулированных выделений  $\gamma'$ -фазы. Островки нерекристаллизованных участков представляют собой структуру матричного типа с развитой субструктурой.

При температуре дробной деформации  $t_s - 10^\circ\text{C}$  из-за уменьшения объемной доли  $\gamma'$  фазы до  $8\pm 3\%$  средний размер зерна укрупняется до  $69 \pm 8$  мкм, т.е. формируется структура, близкая к матричной. Однако низкая объемная доля  $\gamma'$  фазы способствует улучшению деформируемости сплава, поэтому была проведена дробная осадка по комбинированному режиму, включающему деформацию в интервале температур  $t_s - 10...25^\circ\text{C}$ , с большей степенью суммарной деформации. При этом формируется микродуплексная структура со средним размером  $\gamma$  зерна  $3,5 \pm 0,5$  мкм. Сравнение параметров микроструктуры деформируемых образцов приведены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры микроструктуры деформируемых образцов после ДТО по выбранным режимам

Температура деформации, °C	$t_s - 45^\circ\text{C}$	$t_s - 25^\circ\text{C}$	$t_s - 10^\circ\text{C}$	$t_s - 10...25^\circ\text{C}$
Суммарная степень деформации, %	65,6	64,9	66,5	72,5
Объемная доля $\gamma'$ -фазы в микродуплексе, %	$28\pm 3$	$19\pm 3$	$8\pm 3$	$15\pm 3$
Средний размер рекристаллизованной $\gamma$ -фазы, мкм	$4,5\pm 0,5$	$7\pm 1$	$69\pm 8$	$3,5\pm 0,5$
Средний размер $\gamma'$ -фазы в микродуплексе, мкм	$1,1\pm 0,2$	$1,2\pm 0,2$	$1,3\pm 0,2$	$1,2\pm 0,2$

Таким образом, на основании проведенных исследований определены условия ДТО в двухфазной  $\gamma+\gamma'$ -области, необходимые для формирования УМЗ структуры микродуплексного типа в порошковом сплаве ЭП741НП.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-12200\14.*

Литература

1. *Ножницкий Ю.А.* Проблемы применения гранулируемых сплавов в перспективных ГТД // Технология легких сплавов. 2007. №4. С.13-30

# АНАЛИЗ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУХФАЗНОЙ $\gamma+\gamma'$ -ОБЛАСТИ ПОРОШКОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП

Ганеев А.А. , Валитов В.А.

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

Известно [1], что деформационно-термическая обработка (ДТО) гранулируемого сплава ЭП741НП приводит к повышению механических свойств, что актуально при использовании сплава для изготовления деталей газотурбинного двигателя. Порошковый никелевый сплав ЭП741НП является труднодеформируемым и при деформации, например, осадкой на боковой поверхности образцов, могут возникать трещины из-за возникающих растягивающих напряжений. Работа посвящена исследованию трещинообразования при ДТО в двухфазной  $\gamma+\gamma'$ -области, направленной на формирование в сплаве ЭП741НП ультрамелкозернистой структуры типа микродуплекс.

Для улучшения деформируемости сплава перед деформацией был проведен гетерогенизирующий отжиг. Разовой деформацией не удастся получить образец без трещин при осадке на степень более чем 50%. Для формирования УМЗ структуры необходима степень деформации не менее 65...70%. Поэтому для уменьшения трещинообразования была проведена дробная деформация в 3 перехода с промежуточными отжигами. Дробная осадка проводилась в изотермических условиях при температурах на 10...45°C ниже температуры полного растворения  $\gamma'$ - фазы ( $t_s$ ).

Установлено, что после I осадки трещины на боковой поверхности отсутствовали на всех образцах. Внешний вид деформируемых образцов показан в таблице 1. После II осадки (суммарная степень деформации 51...54%) трещины обнаружены у образца, деформированного при температуре  $t_s - 45^\circ\text{C}$ . Исследования полированных шлифов, изготовленных в плоскости, проходящей через ось сжатия, показало наличие трещин у боковой поверхности на всех образцах после III осадки (суммарная степень деформации 65...67%), хотя при осмотре невооруженным глазом боковой поверхности образца, деформированного при  $t_s - 10^\circ\text{C}$ , трещин обнаружить не удалось. Анализ микроструктуры травленных шлифов показал, что трещины проходят как по границам, так и в теле зерен. Глубина залегания трещин для образцов, деформированных при  $t_s - 10...25^\circ\text{C}$ , не превышала 10% от общего диаметра осаженных образцов.







Степень деформации	Температура деформации, °C		
	$t_s - 45^\circ\text{C}$	$t_s - 25^\circ\text{C}$	$t_s - 10^\circ\text{C}$
II осадка 51..54%			
III осадка 65..67%			

Таблица 1. Внешний вид деформируемых образцов

На основании проведенных исследований определены условия, при которых удастся свести к минимуму трещинообразование при ДТО сплава ЭП741НП с суммарной степенью деформации не менее 65%.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-12200\14.*

## Литература

1. *Ножницкий Ю.А.* Проблемы применения гранулируемых сплавов в перспективных ГТД // Технология легких сплавов. 2007. №4. С.13-30

# ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-15Mo МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гатина С.А., Семенова И.П.

*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*  
lana\_gatina@mail.ru

Сплав Ti-15Mo относится к метастабильным  $\beta$ -сплавам и применяется в медицине благодаря высокому сопротивлению коррозии, хорошей биосовместимости и низкому модулю упругости. Он используется в однофазном  $\beta$ -состоянии, в котором имеет самый низкий модуль упругости, т.к. большая разница между модулем упругости имплантата и кости может вызвать состояние адаптивной перестройки, в результате чего происходит резорбция костной поверхности и расшатывание имплантата, что приводит к необходимости дополнительного хирургического вмешательства. Но к сожалению в однофазном  $\beta$ -состоянии он обладает низкой прочностью (менее 1000 МПа) [1].

Вместе с тем в современной медицине для изготовления ортопедических имплантатов повышение прочностных и усталостных свойств материала является актуальной задачей [2]. Высокая прочность материала позволяет создавать изделия улучшенной конструкции меньшего размера способные выдерживать продолжительные циклические нагрузки. Но традиционные способы повышения прочности псевдо- $\beta$ -титановых сплавов, включающие термическую или термомеханическую обработку, приводят к значительному снижению пластичности и повышению модуля упругости в результате выделения вторичной  $\alpha$ -фазы игольчатой морфологии [3].

Оптимальным методом повышения прочностных свойств титановых сплавов с сохранением пластичности является формирование ультрамелкозернистой структуры методом интенсивной пластической деформации (ИПД). Известно, что в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии диффузионный распад  $\beta$ -фазы протекает более однородно по сравнению с крупнозернистым сплавом. Также ультрамелкозернистая структура влияет на морфологию выделяющихся при старении частиц вторых фаз. Все это в целом позволяет достичь высоких прочностных свойств с сохранением достаточной пластичности и низкого модуля упругости сплава.

Таким образом, объектом исследования являлись горячекатаные прутки из сплава Ti-15Mo (диаметром 15 мм) в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состояниях. Целью работы было исследование влияния ИПД на микроструктуру и механические свойства сплава Ti-15Mo.

В данной работе методом ИПД в сочетании с термической обработкой в сплаве Ti-15Mo была сформирована УМЗ структура, что позволило повысить предел прочности сплава почти на 40 %. Микроструктурные исследования проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), растрового электронного микроскопа (РЭМ) и методов рентгенофазового анализа. Механические свойства определяли с помощью испытаний на растяжение и измерения значений микротвердости по Виккерсу.

## Литература

1. X. Zhao et al. / Acta Biomaterialia 8 (2012) 1990–1997
2. Jablov V R et al. Journal of ASTM International Volume 2, Issue 8, 2005
3. Bowen A W Journal of Materials Science, V 12, Issue 7(1977) 1355-1360

## ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩЕЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ

Гончаренко Е.А., Шаяхметов У.Ш., Баимова М.А., Халиков Р.М.

Башкирский государственный университет, Уфа  
goncharenko777777@mail.ru

Углеродсодержащие материалы, обладающие повышенными эксплуатационными свойствами – высокой термостойкостью и коррозионной устойчивостью к расплавам на основе железа, высокой механической прочностью достаточно часто используются в качестве футеровки плавильных печей, агрегатов для плавки свинца, меди и др. Конструирование углеродистых огнеупоров включает подготовку углеродсодержащей части шихты, которая содержит, кроме кристаллического графита (природного или искусственного), компоненты, имеющие меньшую анизотропию во время прессования, а тонкомолотая минеральная часть шихты содержит оптимальные количества глиноземсодержащего компонента, магнийсодержащего компонента и антиоксиданта. Такая технология позволяет упрочнить наноструктуру огнеупора и снизить его окисляемость в процессе его изготовления и службы за счет образования углеродистого каркаса и формирования керамической наносвязки при эксплуатации огнеупорного изделия.

Цель настоящей работы – получение термостойкой композиционной керамики на основе графита для изготовления огнеупоров для металлургической промышленности.

Графит является одним из наиболее термостойких материалов: ввиду сравнительно большой прочности в интервале 2000-2500°C модуль упругости увеличивается на 1,6 раза. Введение углерода в огнеупорные композиции приводит к возникновению ряда проблем: усиливается несмачиваемость, подверженность к окислению и уменьшается текучесть. Основным недостатком графита, снижающим ресурс огнеупоров, является окисляемость. Формирование микрогранул графита с порошками оксидов ( $MgO$ ,  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ) обеспечивает высокие реологические свойства термостойких нанокомпозиций.

Технология производства наноструктурированной композиционной керамики состояла из нескольких стадий: подготовка исходных материалов, измельчение, смешение, формование, удаление временной связки (сушку), обжиг, дополнительную обработку. На рис. 1 показаны изменения физико-механических свойств композитов в зависимости от количества ультрадисперсного графитового компонента:



Рис. 1. Влияние содержания мелкодисперсного графита на свойства огнеупорных изделий (1 – теплопроводность; 2 – модуль упругости)

Установлено, что поликристаллическая структура углеродсодержащей нанокерамики формируется в результате термообработки. Технологией пластического формования из углеродсодержащей композиции были изготовлены огнеупорные изделия, востребованные металлургией, например, стопорные пробки.

# НАНОПОРИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ КАК ФИЛЬТРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ

Абрамова А.Н., Шабашова Е.Ю., Козлов А.Ю., Грызунов А.М., Тюрков М.Н.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти  
ang-aan@yandex.ru

Вода является основным источником жизни на планете. Как сообщает ООН, на сегодняшний день нехватку пресной воды ощущают более 80 стран мира, а под угрозу водного кризиса попадает 31 государство [1]. Согласно данным лаборатории питьевого водоснабжения, 90 % всех водопроводных сетей подают такую воду в дома, которая не отвечает никаким санитарным нормам. Из-за катастрофического состояния канализационных и водопроводных систем в воду попадают такие вредные вещества, как: пестициды, нитраты, нефтепродукты и соли тяжелых металлов. Патогенные микроорганизмы и кишечные палочки попадают в воду в связи с соединением выбросов предприятий с канализационными водами [1]. Поэтому проблема очистки воды и создания устройств для этого является весьма актуальной.

Порошки углерода и активированного угля являются отличным сорбирующим материалом, поскольку имеют огромную удельную поверхность. Они нашли широкое применение в сорбционных установках, но имеют и ряд недостатков. Например, в некоторых условиях работы угольные фильтры из-за невозможности их регенерации могут стать убежищем и местом размножения микробов [2].

В данной работе представлен фильтрующий элемент, содержащий армирующий металлический каркас в виде сетки с ячейкой 40 x 40 мкм и наполнитель с металлоуглеродной структурой (рис. 1), который предназначен для очистки воды от механических, токсических и бактериологических примесей.

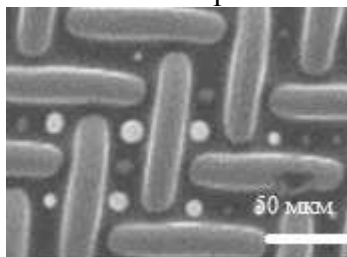


Рис. 1. Лабораторный образец фильтра

В качестве основы в предлагаемом новом композиционном материале используется микроразмерный сетчатый металлический носитель, микронные ячейки которого заполняются дешевым каталитическим и сорбционным нанопористым материалом, в состав которого входят: в качестве сорбента – порошок углерода или активированного угля с фракцией 0,5 – 5 мкм; в качестве связующего углеобразующие смолы и наночастицы металлов 5 – 15 нм, выращенные в обратном-мицеллярных системах. Получены фильтрующие элементы в виде нанопористой пленки, имеющей металлический каркас с металлоуглеродной структурой, обладающие высокими сорбционно-каталитическими свойствами.

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор № 14.В25.31.0011.*

## Литература

1. <http://www.purex.ru/articles/ekologicheskoe-sostojanie-vody-v-rossii>.
2. <http://byrim.com/ochistka-vody/ugolnyy-filtr.html>.

## **ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И ПОЛЗУЧЕСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ**

**Мурзакова А.Р., Хамидуллин А.Р., Доценко И.Н., Габдуллин А.У., Байдимиров Д.В.**

*Башкирский государственный университет, г. Уфа  
mursalina@bk.ru*

Керамические материалы широко применяются в различных отраслях техники, часто в экстремальных условиях при воздействии термических, механических и др. видов нагрузок. При разработке керамических материалов необходимо соблюдать взаимосвязь «конструкция – условия эксплуатации - материал». Для керамики особое практическое значение имеет определение прочностных показателей в широком интервале температур. Для определения областей техники, в которых целесообразно использовать керамические композиционные материалы, необходимо изучение деформационных свойств материалов в режиме ползучести и ее механизмы при высоких температурах.

Наноструктуры определяют свойства материалов, которые известны и широко применяются. В то же время, применение новых методов исследования наносистем позволит разрабатывать новые композиты с заданными свойствами. В настоящее время нами осуществляется изготовление керамических композитов и изделий на неорганических связках, которые являются малоэнергоёмкими, безотходными и находят применение взамен спеченной керамики.

Разработаны безобжиговые материалы на основе неорганических связующих, которые имеют полимерное строение. Твердение этих материалов обеспечивается коллоидными системами (наносистемами). Известно, что эта стадия является определяющей, поскольку именно в ней закладываются предпосылки для дальнейшей эволюции структуры материала и его свойств. Известно, что повышенные температуры ускоряет диффузионный массоперенос и агрегацию, что приводит к росту наночастиц за пределы наноразмеров. При низких температурах сохранение наноразмеров облегчается. В то же время известно, что наночастицы оказывают очень сильное влияние на всю систему, т.е. на весь материал, и придают ему новые свойства. Ведь для наночастиц практически нет инертной окружающей среды. Это открывает пути к получению новых нанокompозитов.

Наноразмерные структуры, возникающие непосредственно на поверхности твердой фазы, а также в прилегающем слое жидкой фазы, являются определяющими для свойств получаемого материала. Их изучение позволит создавать новые технологии и новые материалы с более высоким уровнем физико-технических свойств. Особенность структуры нанокompозитов заключается в том, что в отличие от традиционной керамики, наночастицы обеспечивают спекание и образование прочной структуры в композитах при низких температурах.

Деформируемость относится к процессам, характеризующим поведение материала при приложении внешней механической нагрузки в течение длительного времени. Деформацию и время до разрушения обычно называют долговечностью или длительной прочностью. Фактически ползучесть и долговечность являются показателями, характеризующими поведение материала под нагрузкой вплоть до разрушения в стационарных условиях высоких температур. Определение ползучести и долговечности керамических материалов позволяет прогнозировать поведение материалов в условиях службы.

Использование новых способов контроля при создании безобжиговой керамики и новых методов испытаний на деформацию и ползучесть при высоких температурах (до 1500<sup>0</sup>С) позволяет определить стойкость, сроки службы и получать материалы с заданными свойствами.

# СПОСОБЫ УВЕЛИЧЕНИЯ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Грызунова Н.Н., Денисова А.Г., Мальцев А.В.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*  
gryzunova-natalja@yandex.ru

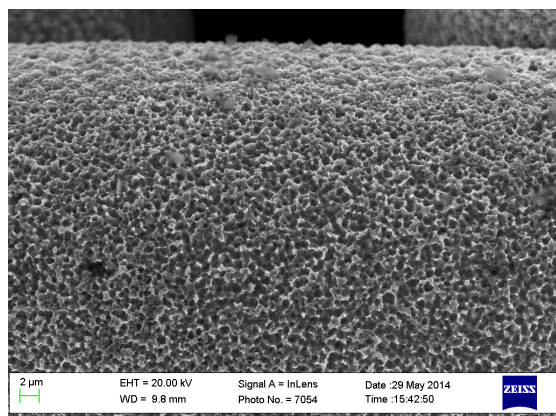
В настоящее время ведутся интенсивные работы по получению металлических покрытий с большой удельной поверхностью, которые могут быть использованы в качестве катализаторов для нефтехимической промышленности.

В данной работе предлагаются способы увеличения удельной поверхности металлических покрытий полученных методом электроосаждения на сетчатом носителе.

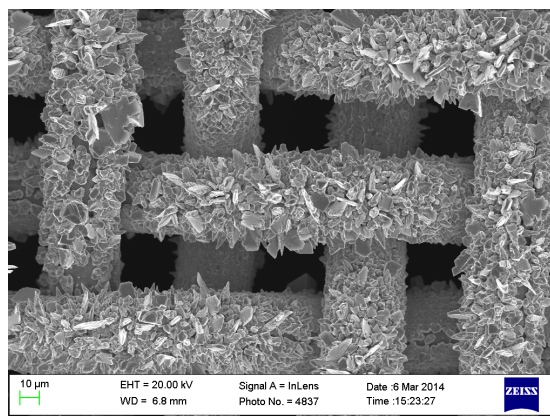
Показано, что создать никелевое покрытие с развитой поверхностью можно с использованием электроосаждения и химического травления, а медное покрытие с развитой поверхностью можно методом активации катода.

Электроосаждение никеля осуществлялось с использованием электролита Уоттса, на металлическую микросетку. Режим электроосаждения никеля подбирался так, чтобы размер частиц в покрытии не превышал 500 нм, и толщина покрытия была порядка 5 – 10 мкм. Затем никелевое покрытие на металлической микросетке подвергалось химическому травлению.

Травление осуществлялось в растворе хлорного железа, специально подобранной концентрацией реагентов, с целью селективного протравливания, на стыке границ. Режимы травления подбирались так, чтобы ямки травления имели наибольшую глубину, развитую пористость, но диаметр ямок не превышал 800 нм (рис. 1 а), при этом формировались микропоры, равномерно распределенные по всему объёму.



а



б

Рис. 1. Электролитическое никелевое покрытие после селективного химического травления (а); электролитическое медное покрытие, полученное активацией катода (б)

Электроосаждение меди так же проводилось на сетчатом носителе в присутствии активатора в виде инертных частиц оксидов. В результате активации медный осадок на сетчатом носителе приобретал весьма развитую поверхность (рис. 1 б), при этом инертные частицы активатора в медное покрытие не включались.

Предложенные способы позволили увеличить удельную поверхность электроосажденных покрытий меди и никеля на металлической сетке-носителе на 1 – 2 порядка.

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО «Тольяттинский государственный университет», договор № 14.В25.31.0011*

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ БЫСТРУЮ КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ

Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Королькова И.Г.

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

Быстрая кристаллизация сплавов приводит к существенному измельчению структуры, что позволяет повысить прочностные свойства сплавов. Наиболее распространенным методом получения таких сплавов является технология центробежного разбрызгивания или спиннингования с получением гранул или чешуек с их последующим компактированием.

В настоящей работе изучены механические свойства магниевых сплавов, содержащих алюминий (5 и 9 мас.%), иттрий (8 и 11,5 мас.%) и неодим (до 16 мас.10 %), полученных методом спиннингования на медном диске в атмосфере гелия при скорости охлаждения  $10^6$  К/с. Полученные ленты толщиной 40-50 мкм и шириной 4-5 мм разрезали на части, из которых формировали брикеты, проводили их промежуточную осадку для повышения плотности брикетов [1] и экструдировали из контейнера 17 мм с получением прутков 4,3 или 5 мм. Температура прессования составляла 350-430°C в зависимости от состава сплава. Из полученных прутков были изготовлены образцы с диаметром рабочей части 1,5 мм для определения механических свойств на растяжение. Микроструктурные и фрактографические исследования проводили методами световой, просвечивающей и растровой электронной микроскопии.

Структура быстрозакаленных сплавов была недендритная и состояла из мелких равноосных зерен. Нагрев в процессе компактирования приводил к распаду пересыщенного твердого раствора с выделением интерметаллических фаз. Исследование микроструктуры прутков сплавов показало, что нагрев сплавов в процессе деформации не приводит к огрублению структуры и в материале отсутствуют поры. Полученный уровень механических свойств достаточно высок. Сплав Mg-10%Nd имеет  $\sigma_B = 328$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 323$  МПа,  $d = 8\%$ , сплав Mg-5%Al-10%Nd имеет  $\sigma_B = 406$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 386$  МПа,  $d = 7,2\%$ , сплав Mg-5%Al-5%Nd имеет  $\sigma_B = 352$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 293$  МПа,  $d = 7,7\%$ , сплав Mg-9%Al-10%Nd имеет  $\sigma_B = 500$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 472$  МПа,  $d = 2,8\%$ , сплав Mg-11,5%Y имеет  $\sigma_B = 381$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 367$  МПа,  $d = 9,1\%$ , сплав Mg-5%Al-8%Y имеет  $\sigma_B = 441$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 413$  МПа,  $d = 1,4\%$ . Дополнительное легирование двойных магниевых сплавов алюминием, одним из широко используемым легирующим элементом в магниевых сплавах, приводит к дальнейшему росту их прочностных свойств.

Таким образом, использование данной технологии позволяет значительно повысить прочностные свойства магниевых сплавов при достаточной пластичности.

## Литература

1. *Рохлин Л.Л., Кулешов В.В., Добаткина Т.В., Королькова И.Г.* Способ получения полуфабрикатов из быстрозакристаллизованных магниевых сплавов. Патент № 2035261 РФ // Бюллетень изобретений. 1995. № 14.



## РАЗРАБОТКА КОМПОЗИТОВ $MnO_2/C$ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДОВ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ

Печищева Н.В., Эстемирова С.Х., Евдокимова О.В., Белозерова А.А., Шуняев К.Ю.

ИМЕТ УрО РАН, г. Екатеринбург  
pechischeva@gmail.com

Электрохимические конденсаторы (ионисторы или суперконденсаторы (СК)) – новое активно развивающееся направление в разработке современных химических источников тока. Суперконденсаторы на основе микро- и нанопорошков  $MnO_2$  демонстрируют емкость порядка 150 Ф/г. Основным способом достижения высокой ёмкости является использование электродов с высокой удельной поверхностью и электронной проводимостью, например, композитов наночастицы  $MnO_2$ /углерод в различных формах: мезопористый углерод, углеродные нанотрубки, графен.

Композит  $MnO_2/C$  был приготовлен нами сонохимическим методом. 0.5 г измельченного в кольцевой мельнице и просеянного через сито с размером ячейки 40 мкм угля марки БАУ-А помещали в 25 мл дистиллированной воды, в которой был растворен  $KMnO_4$  (образец 1 - 0.315 г  $KMnO_4$ , образец 2 – 0.787 г, образец 3 – 0.350 г.) и подвергали ультразвуковой обработке на установке Sonopuls mini20 (Bandelin, УЗ частота  $\approx 30$  кГц) с ультразвуковым датчиком MS 2.5 в течение 3 ч. Аналогичной обработке подвергалась суспензия угля в дистиллированной воде в отсутствие  $KMnO_4$ . После обработки суспензии отфильтровали, осадок на фильтре высушивали при 110 °С. Контроль фильтрата методом атомной абсорбции показал, что в случае 1 и 3 произошла полная сорбция марганца из раствора, что соответствует содержанию около 30 %  $MnO_2$  в полученном композите. В случае образца 2 сорбция прошла не полностью.

Методом рентгеновской дифракции (Shimadzu XRD-7000,  $Cu\ K\alpha$ -излучение) было установлено, что полученные порошки представляли собой смесь двух фаз (рис. 1а), и их количественное соотношение для 3-х образцов оставалось неизменным. Основная фаза соответствовала  $\beta$ - $MnO_2$ , тетрагональная сингония, пространственная группа  $P4(2)/mnm$ . На дифрактограмме кроме рефлексов основной фазы виден брэгговский пик, соответствующий активированному углю (рис. 1б – дифрактограмма активированного угля, обработанная ультра-

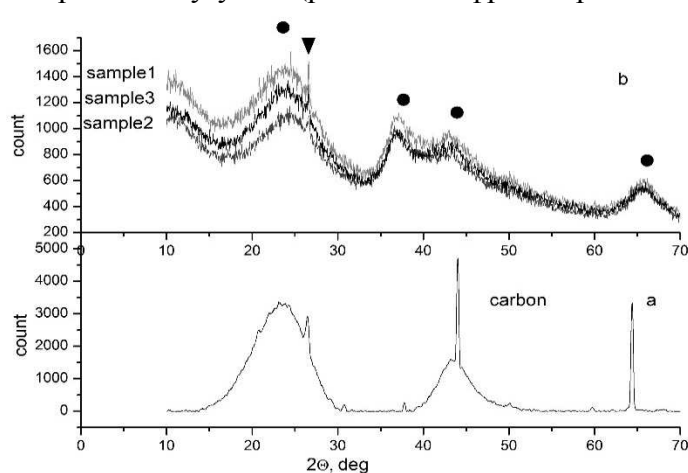


Рис.1 Дифрактограммы а- активированный углерод, обработанный ультразвуком, б- композит  $MnO_2/C$

звуком). Рефлексов от  $KMnO_4$  в полученном порошке не обнаружено. Очень широкие пики фазы  $MnO_2$  свидетельствуют о малых размерах областей когерентного рассеяния. Расчет, проведенный по формуле Шерера ( $D=0.9\lambda/(A^2-B^2)^{1/2}\cos\vartheta$ ,  $\lambda=1,5405$  Å – длина волны  $CuK\alpha$  - излучения, А – ширина дифракционного пика на его полувысоте, В – ширина дифракционного пика эталона (Si) на его полувысоте,  $\vartheta_B$  – брэгговский угол) показал, что размеры ОКР приблизительно равны и имеют нанометровый диапазон: образец 1 – 13 нм, образец 2 – 11 нм, образец 3 – 9 нм.

Свойства полученного композита изучаются.

Работа выполнена при поддержке проекта молодых ученых и аспирантов УрО РАН № 14-3-НП-143.

# НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ОТЖИГ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Сергеев С.Н., Попов В.А., Конькова Т.Н., Жилиев А.П.

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

Чистые металлы с ультрамелкозернистой (УМЗ) и наноструктурой, полученные рядом методов интенсивной пластической деформации (ИПД), обладают низкой термостабильностью. Технически чистая медь, подвергнутая криогенной прокатке или кручению под высоким давлением (КГД), демонстрирует высокую нестабильность при комнатной температуре и проявляет признаки рекристаллизации и роста зерен [1]. В то же время КГД медь, полученная при комнатной температуре [2, 3], является стабильной в течение длительного промежутка времени. К аналогичному выводу пришли многие исследователи в результате пассивного наблюдения термостабильности материалов на протяжении многих лет. В то же время отжиг при низкой гомологической температуре (100 °С) [4] выявил аномальное увеличение микротвердости в КГД меди. Целью данной работы является исследование влияния отжига на микроструктуру КГД меди, в частности мониторинг микротвердости по Виккерсу, использование методов рентгеноструктурного и EBSD анализа для обнаружения изменений параметров микроструктуры, таких как параметр решетки ( $a$ ), размер когерентных областей ( $d$ ) и микронапряжений ( $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$ ) образцов меди коммерческой чистоты, полученных кручением ( $N=1$ ) при давлении  $P = 6$  ГПа и подвергнутых отжигу при  $T=100$  °С в течение 15, 30 и 60 минут. Экспериментальные параметры регистрировались в течение часа после отжига образцов. На рисунке 1 показан пример дифрактограммы для КГД меди после одного оборота. Анализ по методу Ритвельда дает следующие параметры микроструктуры:  $a=3.619407\pm 0.000065$  Å,  $d=287.5\pm 6.3$  nm и  $\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}=(2.25\pm 0.05)\times 10^{-3}$ , что находится в хорошем согласии с ранними экспериментами [2].

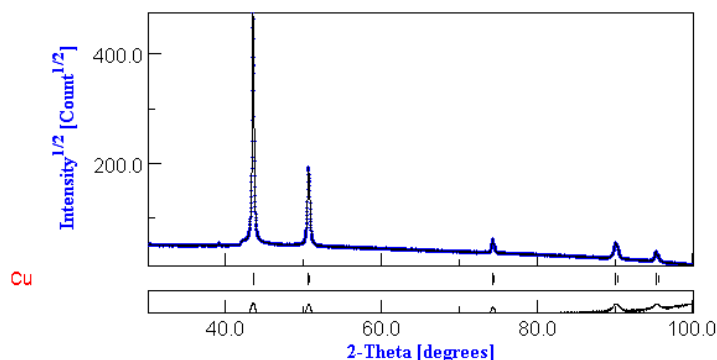


Рис.1 Дифрактограмма для КГД меди после одного оборота

## Литература

1. Konkova T., Mironov S., Korznikov A., Semiatin S.L. On the room-temperature annealing of cryogenically rolled copper // Mater. Sci. Eng. A 2011. V. 528. P. 7432.
2. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications // Prog. Mater. Sci. 2008. V.53. P. 893.
3. Жилиев А.П. Релаксационные процессы в меди и алюминии, полученных кручением под высоким давлением // Тезисы конференции УМЗНМ. 2014.
4. Zhilyaev A.P., Shakhova I., Belyakov A., Kaibyshev R., Langdon T.R. Effect of annealing on wear resistance and electroconductivity of copper processed by high-pressure torsion // J. Mater. Sci. 2014. V. 49. P. 2270.

## ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НЕРАВНОВЕСНЫХ СИСТЕМАХ

Зарипов Н.Г.

*Уфимский государственный авиационный технический университет, г.Уфа*  
nzaripov@mail.ru

Многие виды обработки материалов (деформационные, термические, термомеханические, различные методы синтеза химических соединений) переводят их в неравновесное структурное состояние. При тепловом воздействии на металлы, сплавы и химические соединения могут образоваться различные пересыщенные твердые растворы, фазы переменного состава, при деформационных видах воздействия формируется повышенная концентрация дефектов кристаллической решетки (большая плотность вакансий, дислокаций, неравновесные границы зерен). Повторный нагрев таких материалов при активизации диффузионных процессов обычно приводит к выделению из пересыщенных твердых растворов избыточных фаз (процесс старения) и переходу материала в равновесное состояние. Однако и горячая деформация в ряде случаев может способствовать переходу материалов в более равновесное состояние путем развития фазовых превращений в неравновесном состоянии.

Например, карбид титана нестехиометрического состава, полученный методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза с последующим горячим деформированием в процессе охлаждения, находится в сильно неравновесном состоянии из-за быстрого охлаждения продуктов реакции. При горячей пластической деформации в таком материале одновременно развиваются процессы динамической рекристаллизации и фазового превращения, что приводит к формированию ультрамелкозернистой микроструктуры и изменению морфологии фаз, микроструктура трансформируется в структуру типа “микродуплекс”. Высокотемпературная пластическая деформация таких фаз переменного состава приводит к изменению их химического и фазового состава, что особенно сильно выражено для материалов, состав которых находится в нижней области гомогенности.

В докладе на основе комплексных микроструктурных исследований показаны закономерности трансформации микроструктуры в фазах переменного состава при высокотемпературной деформации и разработаны структурные методы управления их температурой хрупко-вязкого перехода.

На основании анализа экспериментальных данных предложена модель формирования микроструктуры в фазах переменного состава, учитывающая динамическую рекристаллизацию и изменение фазового состава в результате пластической деформации.

Исследованы высокотемпературные механические свойства и механизмы деформации в нестехиометрическом карбиде титана при формировании зернограничной металлической фазы. Такая металлокерамика проявляет высокую пластичность, не характерную для керамических материалов, а при определенных температурно-скоростных условиях деформации наблюдается переход в сверхпластическое состояние. Так, для соединения  $TiC_{0,47}$  со средним размером зерен около 10 мкм при  $T=950$  °С и скоростях деформации  $10^{-3} \dots 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  значение коэффициента скоростной чувствительности напряжения течения достигает 0,4, наблюдается установившаяся стадия деформации, деформация до разрушения при осадке составляет более 80%.

# ПОВЕДЕНИЕ НЕЛИНЕЙНОЙ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ МОДЫ ВБЛИЗИ ВАКАНСИЙ В КРИСТАЛЛЕ Pt<sub>3</sub>Al

Захаров П.В.<sup>1</sup>, Старостенков М.Д.<sup>2</sup>, Медведев Н.Н.<sup>2</sup>, Ерёмин А.М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Алтайская государственная академия образования имени В.М. Шукшина, Бийск

<sup>2</sup>Алтайский государственный технический университет имени И.И. Ползунова, Барнаул  
zakharovpv1@rambler.ru

Проблемы локализованных состояний в различных кристаллах изучается довольно давно. В середине прошлого века активно исследовались возбуждения, носителями которых являлись точечные дефекты, например, атомы замещения. В данный момент локализованные колебания активно изучаются многими исследователями, но вектор исследований сместился в направлении возможности локализации колебаний в бездефектных кристаллах. Такие локализованные колебания называются дискретными бризерами (ДБ) [1].

Возможность локализации энергии в бездефектных дискретных упорядоченных структурах, которая впервые предсказана авторами работы [2], получила экспериментальное подтверждение. Дискретные бризеры были обнаружены в различных областях: в нелинейной оптике, джозефсоновских сверхпроводящих контактах, в аниферромагнетиках [3-5]. Возможность возбуждения ДБ в трехмерном кристалле со структурой NaCl исследовалась методом молекулярной динамики в работах [4,6].

Рассеяние энергии ДБ практически не происходит благодаря тому, что частота ДБ находится за пределами фононного спектра идеального кристалла. В тоже время в работе [7] отмечается, что наличие мод с частотами, лежащими в щели плотности фононных состояний биатомных кристаллов, не является признаком спонтанного возбуждения ДБ. К тому же в реальных кристаллах в состоянии термодинамического равновесия даже при низких температурах возможно наличие большого количества дефектов в виде межузельных атомов, дислокаций, вакансий.

Изучение методом молекулярной динамики взаимодействия нелинейных локализованных мод с единичными вакансиями и их комплексами в кристалле Pt<sub>3</sub>Al выявило ряд особенностей. Вакансионные комплексы оказывают существенное влияние на нелинейные локализованные моды в случае близкого к ним расположения. Воздействие проявляется в разрушение высокоамплитудных локализованных колебаний с последующим рассеиванием энергии по кристаллу. Однако стоит отметить, что в процессе деградации колебаний большой амплитуды, рассеивание преимущественно происходит в подрешетку Al, где энергии остается локализованной за счет наличия запрещенной зоны в фононном спектре кристалла Pt<sub>3</sub>Al в течение продолжительного времени.

## Литература

1. Flach, S., Gorbach A.V. Discrete breathers advancer in theory and application // Phys. Rep. - 2008. - 467. - P. 1 - 116.
2. Sievers A.J., Takeno S. Intrinsic Localized Modes in Anharmonic Crystals // Phys. Rev. Lett. - 1988. - v. 61. - № 8. - P. 970 - 973.
3. Eisenberg H.S., Silberberg Y., Morandotti R., Boyd R. and Aitchison J.S. Discrete Spatial Solitons in Waveguide Arrays // Phys. Rev. Lett. 1998. V.81. P. 3383
4. Kivshar Yu.S., Agrawal G.P. Optical solitons // Academic Press. Amsterdam. 2003. 540 p.
5. Miroshnichenko, A.E. Flach S., Fistul M.V., Zolotaryuk Y., Page J.B. // Phys. Rev. 2001. E 64. P. 600-601.
6. Eisenberg H.S., Silberberg Y., Morandotti R., Boyd R. and Aitchison J.S. Discrete Spatial Solitons in Waveguide Arrays // Phys. Rev. Lett. - 1998. - V.81. - P. 3383.
7. Medvedev N.N., Starostenkov M.D. and Manley M.E. Energy Localization on the sublattice of Pt<sub>3</sub>Al with L<sub>12</sub> order // Journal of Applied Physics. - 2013. - V.114. - P. 213506(4).

# ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНО – ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Землякова Н.В.<sup>1</sup>, Ламзин Д.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем машиностроения НЦ Российской академии наук,  
Нижний Новгород

<sup>2</sup>НИИ механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,  
Нижний Новгород  
serti222@ya.ru, lamzin.dmitry@yandex.ru

В настоящей работе представлены результаты исследования механических свойств и структуры алюминиевого сплава 1421 после испытаний на сжатие при скорости деформации  $3 - 6 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ . Изучено влияние размера зерна  $1 - 15 \text{ мкм}$  и микроструктуры на динамические свойства сплава. Показано, что при высокоскоростной деформации в УМЗ и КЗ сплаве происходит повышение динамического предела текучести в 1,3раза, но в 1,5 раза снижается пластичность по сравнению с закаленными аналогами.

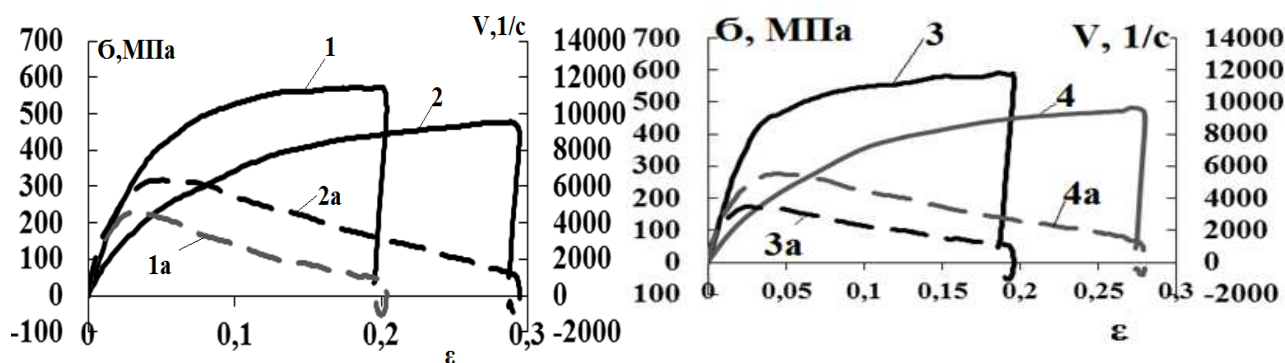


Рис.1. Характерные диаграммы динамических испытаний напряжения от деформации сплава 1421 с УМЗ и КЗ структурой 1421 в исходном (1, 3) и закаленном (2, 4) состоянии и скорости деформации  $v(\text{с}^{-1})$  для исходного состояния (1а и 3а) и закаленного состояния (2а и 4а)

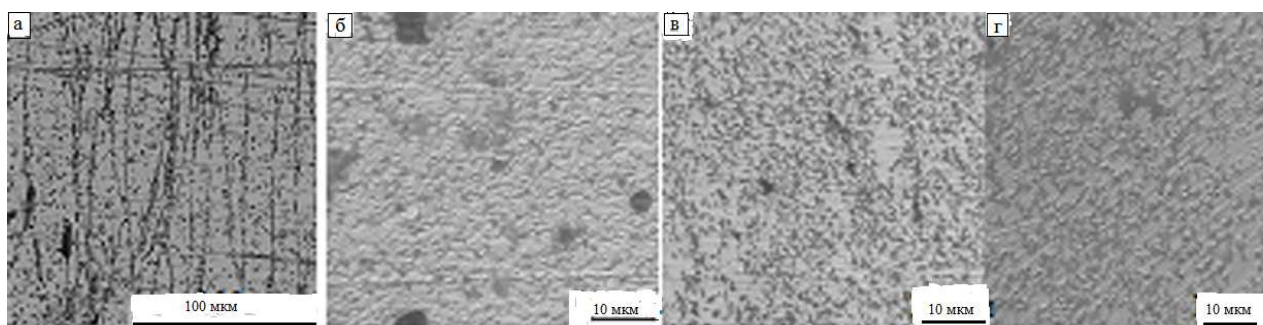


Фото 1. Микроструктура сплава 1421 в КЗ состоянии (а), в УМЗ состоянии: поперечный разрез (б) и продольный разрез (в), УМЗ сплав после закалки (г).

## Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. - М.: «Академкнига», - 2007. - 398 с.

# КИНЕТИКА МИГРАЦИИ ОДИНОЧНОЙ ВАКАНСИИ В КРИСТАЛЛЕ ОЦК ЖЕЛЕЗА

Зиновьев А.В., Пшеничнюк А.И., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
zinovyev.alex.v@gmail.com

Диффузия в металлах и сплавах давно является активно обсуждаемым вопросом. Определены коэффициенты диффузии большого количества веществ, построены модели видов диффузии. Но на сегодняшний день этот процесс наименее изучен в нанокристаллических материалах. Экспериментальные исследования зернограничной диффузии в нанокристаллических материалах приводят к выводам как о многократном повышении коэффициента диффузии по сравнению с крупнозернистыми материалами, так и о незначительном его изменении. Из полученных противоречий следует необходимость применять компьютерное моделирование при исследовании диффузии в нанокристаллических материалах.

Изучение вопроса о броуновском движении шарообразных частиц в изотропной среде привело к соотношению, связывающему коэффициент диффузии частицы в среде  $D$  и зависимость от времени  $t$  среднего квадрата полных смещений частицы от первоначального положения  $\langle r^2 \rangle$  [1]:

$$\langle r^2 \rangle = 6Dt \quad (1)$$

В работе [2] методом молекулярной динамики (МД) с применением потенциалов Леннарда-Джонса, исходя из этого выражения, был определен коэффициент диффузии метана в цеолите ZK4. Но не приведено сравнение полученных результатов с экспериментальными данными.

Возникает вопрос: можно ли использовать такой подход для определения коэффициентов диффузии в кристаллических материалах, где атомы могут совершать скачки только в определенных кристаллографических направлениях, что отличается от случая, для которого было выведено (1).

Нами было проведено моделирование миграции вакансии в идеальном кристалле ОЦК железа методом МД с использованием потенциала погруженного атома. Определены зависимости  $\langle r^2 \rangle(t)$  и вычислены коэффициенты самодиффузии по вакансионному механизму  $D$  при трёх значениях температуры. Показано, что полученные значения удовлетворяют уравнению Аррениуса, что говорит о применимости рассмотренного метода для определения коэффициентов диффузии в кристаллических материалах. Также рассчитано значение энергии активации миграции вакансии в ОЦК железе, которое хорошо согласуется с величиной, описанной в литературе [3].

## Литература

1. Эйнштейн А. О движении взвешенных в покоящейся жидкости частиц, требуемом молекулярно-кинетической теорией теплоты // Броуновское движение. А.Эйнштейн, М. Смолуховский. Сб. ст. [пер. с нем. и франц.]. — М. — Л: ОНТИ, 1936.
2. Fritzsche S. et al. An MD simulation on the applicability of the diffusion equation for molecules adsorbed in a zeolite // Chemical Physics Letters. **198** (1992) 283–287.
3. Mendeleev M.I. Development of new interatomic potentials appropriate for crystalline and liquid iron // PhilMag. **83** (2003) 3977–3994.



# РАСЧЕТ ЭФФЕКТИВНОСТИ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ КАК ИСТОЧНИКА ДИСЛОКАЦИЙ

Зиновьев А.В., Пшеничнюк А.И., Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
zinovyev.alex.v@gmail.com

Усталостные свойства нанокристаллических материалов остаются обсуждаемой темой [1, 2]. Но до сих пор неясен механизм распространения усталостной трещины. Кроме того, результаты исследований зачастую противоречивы [3, 4]. Возможная причина данного расхождения связывается с конкретными значениями интервала коэффициента интенсивности напряжений (КИН) [5].

Статически нагруженная трещина либо раскрывается, увеличивая свою длину, либо испускает дислокации, меняя конфигурацию острия и КИН. Выбор события определяется, в том числе, размером пластической зоны в вершине трещины, что особенно важно для нанокристаллических материалов, в которых размер пластической зоны сравним с характерным размером структуры — размером зерен.

Задача исследования трещины в условиях циклического нагружения находится в доступном для молекулярной динамики (МД) диапазоне размеров систем (до миллиарда атомов), однако, вне диапазона доступных промежутков времени (порядка микросекунды). Попытка задать в доступном интервале хотя бы 10 циклов эквивалентна нагружению сверхвысокими частотами, не характерными для усталостных испытаний и приводящих к нефизическим результатам [6].

В случае циклического нагружения возникают два временных масштаба: период нагружения  $T$  и время между последовательным испусканием дислокаций  $\tau$ . В реальных усталостных экспериментах  $T \gg \tau$ , что позволяет свести анализ циклического нагружения к рассмотрению последовательного действия статических нагрузок. Однако в этом подходе необходимо корректно учитывать также и динамику КИН.

Таким образом, на первом этапе задача исследования усталостных трещин методом МД сводится к моделированию статически нагруженных трещин (с напряжением, достигающим 1,2—1,5 от величины напряжения течения) в нанокристаллическом материале. Проведено моделирование кинетики затупления трещины в  $\alpha$ -железе при ориентации плоскости трещины {110} и {100} в условиях статического нагружения в моде I с различной скоростью деформации. Оценен период испускания дислокаций в различных условиях нагружения.

## Литература

1. *Padilla II H.A., Boyce B.L.* A Review of Fatigue Behavior in Nanocrystalline Metals // *Experimental Mechanics*. **50** (2010) 5–23.
3. *Radaj D.* State-of-the-art review on extended stress intensity factor concepts // *Fatigue Fract Engng Mater Struct*. **37** (2014) 1–28.
4. *Moser B et al* Cyclic strain hardening of nanocrystalline nickel // *Scripta Mater*. **54** (2006) 1151–1155.
4. *Cheng S et al* Fracture of Ni with grain-size from nanocrystalline to ultrafine scale under cyclic loading // *Scripta Mater*. **57** (2007) 217–220.
5. *Yang Y et al* Fatigue and fracture of a bulk nanocrystalline NiFe alloy // *Metall Mater Trans A*. **39A** (2008) 1145–1156.
6. *Nishimura K., Miyazaki N.* Molecular dynamics simulation of crack growth under cyclic loading // *Comp. Mat. Sci*. **31** (2004) 269–278.

# СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ КОМПЛЕКСА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Зубко В.И., Зубко Д.В., Сицко Г.Н.

*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*  
Zubko@bsu.by

Разработка высокочувствительных емкостных преобразователей, современных методов и методик контроля и диагностики изоляционных материалов электротехнического назначения обусловлена необходимостью их тестирования на соответствие комплекса их диэлектрических показателей (относительной диэлектрической проницаемость, удельной электрической проводимости, тангенса угла диэлектрических потерь) нормам, регламентированным соответствующими стандартами.

На рис.1 представлена фотография малогабаритного цифрового прибора для контроля и диагностики комплекса диэлектрических свойств пластинчатых изоляционных материалов электротехнического назначения в диапазоне частот электрического поля 50 Гц – 1 МГц.



Рис.1. Малогабаритный цифровой прибор для контроля и диагностики комплекса диэлектрических свойств пластинчатых изоляционных материалов в диапазоне частот электрического поля 50 Гц – 1 МГц

Малогабаритный цифровой прибор для контроля комплекса диэлектрических свойств пластинчатых изоляционных материалов электротехнического назначения включает в себя высокочувствительный емкостной преобразователь, измеритель иммитанса E7-20 и персональный компьютер.

Созданный высокочувствительный емкостной преобразователь [1] по сравнению с существующими аналогами обладают следующими преимуществами:

а) позволяет получать информацию о комплексе диэлектрических показателей пластинчатых изоляционных материалов электротехнического назначения в диапазоне частот 50 Гц – 1 МГц;

б) обеспечивает однородное электрическое поле в объеме контролируемого пластинчатого изоляционного материала в диапазоне частот 50 Гц – 1 МГц;

г) обладает малой величиной диэлектрических потерь –  $1.8 \cdot 10^{-5}$ .

Созданный высокочувствительный емкостной преобразователь и разработанные метод и методика используются на предприятиях Республики Беларусь для оперативного контроля и диагностики диэлектрических показателей полимерных композитов и электроизоляционных материалов, используемых 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.



## СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01570 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Ильясов Р.Р.<sup>1</sup>, Автокротова Е.В.<sup>1</sup>, Маркушев М.В.<sup>1</sup>, Предко П.Ю.<sup>2</sup>, Никитина Е.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Российский государственный технологический университет им. К.Э. Циолковского (МАТИ), г. Москва*

ilyasov@imsp.ru

Методами оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии изучена структура сварных соединений листов алюминиевого сплава 01570 (Al-5,9Mg-0,42Mn-0,24Sc-0,1Zr, вес.%), полученных сваркой трением с перемешиванием (СТП) с различной скоростью перемещения инструмента.

Обнаружено, что СТП с малой скоростью перемещения инструмента формирует в зоне сварного соединения типичную для алюминиевых сплавов макроструктуру «луковых колец» (onion rings). Зеренная структура сплава из частично рекристаллизованной, преимущественно волокнистой преобразуется в шве в равноосную ультрамелкозернистую с размером зерна ~1-2 мкм. При этом разница в размере зерна в темных и светлых кольцах не превышает 1 мкм, химический состав матрицы обоих видов колец одинаков и соответствует составу в исходном сплаве. Анализ тонкой структуры показал низкую плотность решеточных дислокаций в (суб)зернах шва. Дисперсные алюминиды переходных металлов преимущественно сохраняют когерентность с матрицей, несмотря на то, что становятся крупнее и их плотность уменьшается в сравнении с основным металлом. В верхней части шва, в зоне контакта с инструментом, был обнаружен макродефект в виде несплошности сварного соединения.

Увеличение скорости перемещения инструмента изменяет как макро-, так и микроструктуру шва. Изменяется форма и размер ядра шва (луковицы) и наблюдается устранение непровара в зоне контакта с инструментом. При этом в кольцах шва фиксируются более крупные зерна, и его структура в целом становится менее однородной. Как и при малой скорости, явного различия в химическом составе темных и светлых колец не выявлено. Также установлено, что с увеличением скорости перемещения инструмента интенсивность укрупнения дисперсоидов возрастает и приводит к росту доли некогерентных выделений.

Оценка микротвердости в поперечной плоскости СТП соединения показала, что с повышением скорости перемещения инструмента микротвердость в зоне шва снижается. Однако это снижение незначительное и не превышает 10-15% от твердости основного металла.

Сделан вывод о том, что оптический контраст СТП соединения сплава 01570 в основном обеспечивается их разнотернистостью. Обсуждены механизмы трансформации зеренной структуры сплава при СТП в зоне шва и в зоне термомеханического влияния. Рассмотрены причины и механизмы потери дисперсоидами когерентности, а также их роль в формировании структуры и прочности СТП соединений.

## ВЛИЯНИЕ ИПД НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn

Искандарова И.Р., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
immortal—92@mail.ru

В последние годы интенсивно развиваются методы получения субмикро- и нанокристаллических конструкционных материалов [1-3]. Установлено, что при определенных условиях интенсивной пластической деформации (ИПД) крупнозернистый материал переходит в субмикро (с размером зерна  $D < 1$  мкм) или даже нанокристаллическое ( $D < 100$  мкм) состояние. Это приводит к проявлению у них принципиально новых физических и механических свойств. В связи с этим возникает задача изучения структуры и свойств ультрамелкозернистых материалов (УМЗ), полученных методами ИПД.

Анализ литературных данных показывает, что алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Mn являются перспективными для исследования в качестве термически стабильных конструкционных материалов. При этом, прочностные свойства этих сплавов могут быть повышены путем измельчения зеренной структуры методами ИПД.

В связи с этим целью настоящей работы явилось изучение УМЗ структуры и механических свойств сплава системы Al-Cu-Mn после обработки методами всесторонней полузакрытойковки и РКУП.

Материалом для исследования был выбран алюминиевый деформированный сплав Д21 после всесторонней полузакрытойковки (ВПК) в 3-х состояниях: ВПК при температуре 187 °С, 6 переходов 2 цикла, ВПК при температуре 195 °С, 15 переходов 5 циклов, ВПК при температуре 270 °С, 27 переходов 9 циклов и после равноканального углового прессования (РКУП) в 2-х состояниях: РКУП при температуре 175 °С и 200 °С.

Структурные исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100. Микротвердость измеряли по методу Виккерса на микротвердомере Micromet - 5101 при нагрузке 0,1 кг в течение 10 сек. Механические испытания на растяжение проводили на плоских образцах с размерами базы 0,65x0,72x4 мм<sup>3</sup>.

Показано, что в ИПД образцах сформирована УМЗ структура со средним размером зерен менее 1 мкм, содержащая дисперсные частицы упрочняющих фаз. Представлена сравнительная оценка механических свойств сплава после обработки различными методами ИПД.

Формирование УМЗ структуры в сплаве Д21 привело к значительному повышению предела прочности, но в тоже время пластичность образцов зависела от методов и режимов обработки.

### Литература

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007, 398 с.
2. R.Z.Valiev [et al.]. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation// JOM.2006.V.58(4).P.33-39
3. Zehetbauer M. J., Zhu Y.T. Bulk nanostructured materials, 2009.736 p.

# ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПЛЕКСА РЕГЛАМЕНТИРУЕМЫХ СВОЙСТВ МАРТЕНСИТНО СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Кабиров Р.Р., Нурисламов А.Х.

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

Выбор направления исследований обусловлен тем, что в России к 2030 году планируется увеличение доли выработки электроэнергии атомными электростанциями, что потребует как увеличение количества центрифуг для обогащения урана, так и повышение их к.п.д. Существенным резервом в повышении к.п.д. центрифуг является использование материалов с высокими удельными характеристиками, в частности полутвердых постоянных магнитов, используемых при производстве дисков роторов гистерезисных двигателей, применяемых в качестве электроприводов спецоборудования. Современные гистерезисные двигатели имеют очень высокие (до 100000 об/мин и более) скорости вращения, соответственно материал для изготовления дисков ротора должен обладать высоким комплексом механических свойств при оптимальном сочетании прочности, пластичности с магнитными гистерезисными характеристиками. Используемые в настоящее время материалы уже не достаточно удовлетворяют требованиям. Перспектива видится в использовании нового класса высокопрочных материалов - мартенситно-стареющих сталей, обладающих уникальным комплексом механических свойств, однако их магнитные характеристики не в полной мере изучены. Одним из способов повышения как механических, так и магнитных характеристик, наряду с оптимизацией химического состава (например, легирование такими элементами как Mo, W) является деформационно-термическая обработка заготовок после закалки, приводящая к формированию мелкозернистой структуры. Деформационный метод измельчения мартенситно-стареющих сталей основан на делении зерен путем пластической деформации и термической обработки без нарушения сплошности материала. Формирование окончательных свойств, фазового состава и структуры происходит при старении, в процессе которого происходит распад твердых растворов мартенсита и аустенита с выделением в мартенситной матрице упрочняющих частиц интерметаллидных немагнитных фаз, что положительно сказывается на свойствах данного класса материалов. Изменяя режимы деформационно-термической обработки возможно создание регламентированных механических и магнитных свойств этих материалов.

Наилучшими прочностными характеристиками обладают мартенситно-стареющие стали, легированные тугоплавкими металлами, такими как W, Mo. В термообработанном состоянии механические характеристики таких сталей могут достигать:  $\sigma_{0,2}$  - 2000 МПа,  $\sigma_B$  - 2100 МПа,  $\delta$  - 5%, при твердости 52 HRC.

Целью данной работы является оптимизация режимов термической обработки для получения комплекса регламентируемых свойств мартенситно-стареющей стали, легированной вольфрамом.

**Выводы:** В работе предложены оптимальные режимы деформационно-термической обработки мартенситно-стареющей стали, легированной вольфрамом, обеспечивающие получение регламентированных механических и магнитных свойств. Изучены закономерности формирования высоких магнитных свойств при деформационно-термической обработке, показано значительное повышение остаточной индукции и коэрцитивной силы до 2,5 раза. Повышение физико-механических свойств связано с измельчением структуры и выделением в процессе обработки мелкодисперсных интерметаллидных частиц типа NiTi, Ni<sub>3</sub>Ti, Fe<sub>3</sub>Mo, Fe<sub>3</sub>W.

# ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ МЕТОДОМ РКУ ПРЕССОВАНИЯ

**Кабилов Р.Р., Назаров А.А., Мулюков Р.Р.**

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

Открытые не так давно углеродные нанотрубки (УНТ) находят в последнее десятилетие широкое применение во многих областях техники. Одной из главных достоинств УНТ является их чрезвычайно высокая прочность, что весьма привлекательно и вызывает чрезвычайный интерес при исследованиях возможности получения металломатричных композитов с их использованием.

Среди множества различных способов компактирования таких композитов перспективным представляется использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Основным преимуществом ИПД при комнатной или при умеренно повышенной температуре перед горячим прессованием или холодным прессованием с последующим спеканием является то, что, во-первых, максимально уменьшается риск карбидизации упрочняющих нанотрубок, и, во-вторых, происходит дополнительное упрочнение за счет значительного измельчения зерен металлической матрицы.

Основным способом получения этих композитов является метод кручения под квазигидростатическим давлением (КГД) на наковальнях Бриджмена. Получаемый при этом материал имеет форму диска толщиной 0,1-0,3 мм, что не позволяет наиболее полно исследовать его свойства. Наибольший интерес вызывает метод равноканального углового (РКУ) прессования, позволяющий получать объемные образцы.

Целью данной работы является получение РКУ прессованием металломатричных композитов упрочненных углеродными нанотрубками, исследование микротвердости и структуры полученных материалов.

В настоящей работе в качестве материала исследования выбран металломатричный композит на основе чистой меди, упрочненный углеродными нанотрубками. Материал получали РКУ прессованием медного порошка, предварительно запрессованного в медный контейнер. Состав исходной шихты: медный порошок с добавкой 1 вес.% УНТ (многостенные УНТ диаметром 20-30 нм и длиной до 30 мкм). Деформацию осуществляли многократным РКУ прессованием в специальной штамповой оснастке с углом 90° при комнатной температуре и при 400°C, по маршруту Вс за 1-6 проходов. После прессования контейнер разрезался, композит извлекался и использовался для изготовления образцов. Проводились структурные исследования с использованием оптической и растровой микроскопии, рентгено-структурные исследования, определялась остаточная пористость, измерялась микротвердость.

Как показали результаты предварительных исследований, после РКУ прессования при комнатной температуре микроструктура имеет вытянутый характер со значительным количеством пор (остаточная пористость до 10-15%), размеры которых могут достигать 3-10 мкм, видны границы исходных порошков с размерами зерен-кристаллитов (по результатам РСА анализа) 130 нм, микротвердость при этом составляет 1330 МПа. Прессование при 400°C приводит к формированию структуры с фрагментами зерен порядка 2,5-5 мкм (размеры зерен-кристаллитов увеличиваются до 235 нм), округлой формы с незначительной вытянутостью, внутри которых распределены мелкие (0,25-1 мкм) поры, общая пористость снизилась до 5-7%, микротвердость снизилась до 1020 МПа.

Таким образом, в работе показана возможность получения РКУ прессованием металломатричных композитов, упрочненных углеродными нанотрубками. Однако проблема равномерного распределения УНТ остается.

# ОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ В КЕРАМИКЕ $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123) ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Имаев М.Ф.<sup>1,2</sup>, Кабирова Д.Б.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Башкирский государственный университет, Уфа

marcel@imsp.ru

Горячая деформация кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) позволяет получать острую текстуру в ВТСП керамике  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  (Y123) [1]. Степень деформации при таком нагружении зависит от расстояния до центра образца ( $r$ ). В этой связи, как размер зерен ( $D$ ), так и степень текстуры могут зависеть от величины  $r$ . Целью данной работы было исследовать однородность микроструктуры и текстуры в зависимости от  $r$ . Режим деформации образца:  $T_d=1008^\circ\text{C}$ ,  $\omega=2 \times 10^{-4}$  об/мин,  $\alpha=30^\circ$ ,  $P=10$  МПа. Размеры образца после деформации: радиус  $R=8$  мм и высота  $h \sim 0,6$  мм. Шлиф приготавливали в плоскости перпендикулярной оси кручения. Текстуру и микроструктуру исследовали на РЭМ MirraTescan. Текстуру анализировали на основе построения прямых и обратных полюсных фигур, функции распределения ориентировок. Размер зерен измеряли методом EBSD. Степень деформации ( $e$ ) при КГД определяли по формуле Еникеева-Утяшева [2].

Несмотря на то, что при увеличении  $r$  с 0 до 8 мм значение  $e$  увеличивается с 0,9 до 3,8, размер зерен практически не изменяется и составляет  $D=9-13$  мкм (рис. 1). Это, в частности, свидетельствует о том, что в образце динамическая рекристаллизация не развивалась.

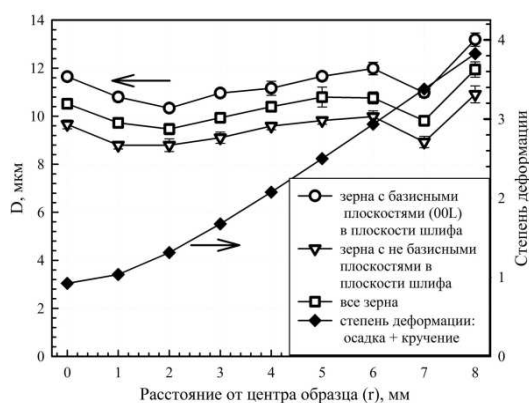


Рис. 1. Зависимость размера зерен  $D$  и степени деформации  $e$  от расстояния  $r$  от центра деформированного образца.

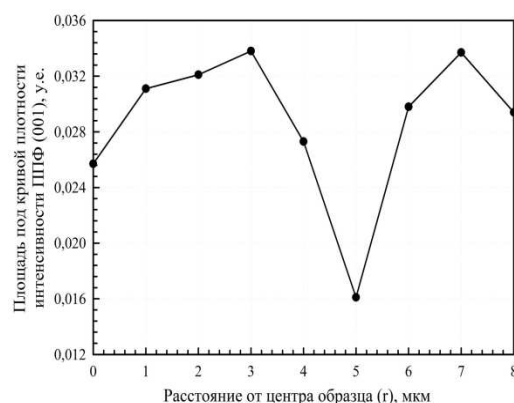


Рис. 2. Зависимость площади под кривой плотности интенсивности на ППФ (00L) от расстояния  $r$  от центра деформированного образца.

Текстура неоднородна вдоль радиуса образца (рис. 2). По мере увеличения  $r$  текстура растет, достигая первого максимума при  $r=3$  мм. Минимум текстуры наблюдается при  $r=5$  мм, что соответствует краю плотной части образца. При дальнейшем увеличении  $r$  уровень базисной текстуры увеличивается до второго максимума при  $r=7$  мм и далее чуть снижается.

## Литература

- Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. Формирование базисной текстуры при горячей деформации ВТСП керамики  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  // Перспективные материалы. 2009. Вып.7. С. 124-129.
- Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 438 с.

## ОСОБЕННОСТИ РАЗМЫТИЯ ТЕКСТУРЫ В КЕРАМИКЕ Y123 ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Имаев М.Ф.<sup>1,2</sup>, Кабирова Д.Б.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Башкирский государственный университет, Уфа

dilara@imsp.ru

Одним из необходимых условий для получения высоких эксплуатационных характеристик ВТСП керамик является наличие острой текстуры. В работе [1] было показано, что острую текстуру в керамике  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  (Y123) можно получить горячей деформацией кручением под квазигидростатическим давлением (КГД). Было установлено, что при температуре деформации  $T_d = 1008^\circ\text{C}$  с увеличением  $\alpha$  до  $30^\circ$  текстура растет, а при дальнейшем увеличении  $\alpha$  текстура уменьшается (рис. 1) [1]. Целью данной работы было исследовать процесс размытия текстуры на основе анализа распределения небазисных плоскостей в плоскости образца перпендикулярной оси кручения. На рентгеновских дифрактограммах деформированных образцов Y123 наряду с базисными плоскостями типа (00L) присутствуют преимущественно плоскости типа (10L) и (11L). Интенсивности плоскостей других типов очень слабые, поэтому при EBSD анализе принимали во внимание только плоскости типа (10L) и (11L).

Методом EBSD был измерен тип и уровень текстуры в зависимости от  $\alpha$ , а также оценен вклад всех небазисных плоскостей в формирование и размытие базисной текстуры.

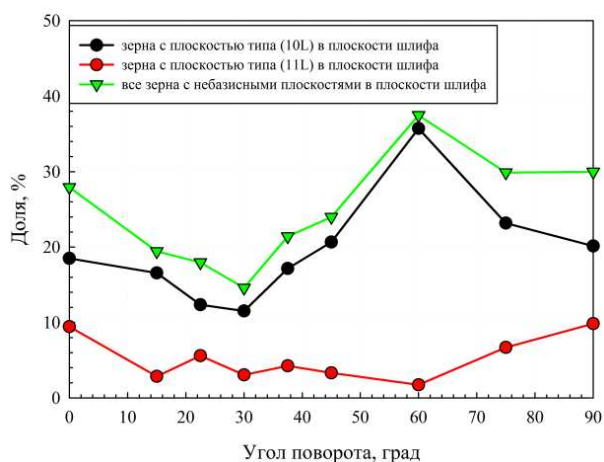


Рис. 2. Зависимость объемной доли зерен, выходящих небазисными плоскостями на плоскость шлифа, от угла поворота  $\alpha$  в деформированной керамике Y123.

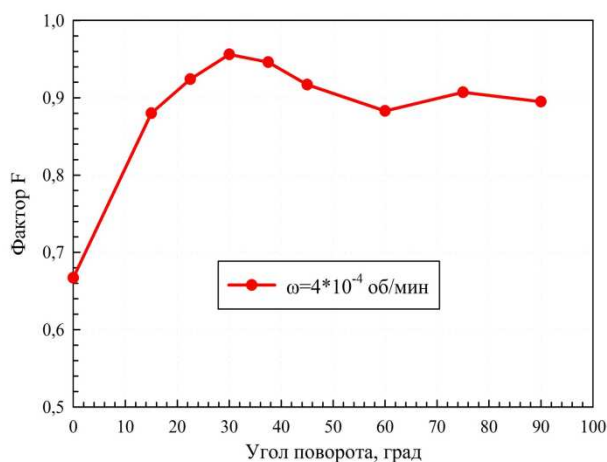


Рис. 1. Влияние угла поворота  $\alpha$  на фактор Лотгеринга  $F$  в керамике Y123, деформированной КГД [1].

Установлено, что в Y123 при деформации КГД формируется базисная текстура аксиального типа. При увеличении угла кручения до оптимального значения  $\alpha = 30^\circ$  происходит уменьшение доли всех небазисных плоскостей в одинаковой степени. Размытие текстуры при  $\alpha > 30^\circ$  происходит за счет разворота зерен так, что на поверхность шлифа выходят преимущественно плоскости типа (10L), а не (11L). Анализируются причины такого поведения небазисных плоскостей при размытии базисной текстуры.

### Литература

- Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. Формирование базисной текстуры при горячей деформации ВТСП керамики  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  // Перспективные материалы. 2009. Вып.7. С. 124-129.

# АНОМАЛЬНЫЙ РОСТ ЗЕРЕН В КЕРАМИКЕ Y123 ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Имаев М.Ф.<sup>1,2</sup>, Кабирова Д.Б.<sup>1</sup>, Павлова В.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Бакирский государственный университет, Уфа

<sup>3</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

marcel@imsp.ru

Деформация кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) позволяет получить острую базисную текстуру в керамике  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  (Y123). Было установлено, что максимум текстуры ( $F=0,965$ ) формируется при температуре деформации  $T_d=1008^\circ\text{C}$  и угле поворота  $\alpha=30^\circ$  [1]. Анализ структуры деформированных образцов показал, что в них наблюдаются anomalно крупные зерна (рис. 1). Так при среднем размере зерен  $d=10$  мкм размер anomalно крупных зерен достигает 300-500 мкм. Целью данной работы было установить этап, на котором образуются такие зерна – при деформации или в процессе охлаждения. Режимы деформации КГД:  $T_d=1008^\circ\text{C}$ , скорость кручения  $\omega=2 \times 10^4$  об/мин,  $\alpha=30^\circ$ , осевая нагрузка  $P=10$  МПа. Скорость охлаждения образцов после деформации составляла 5, 30, 80 град/мин.

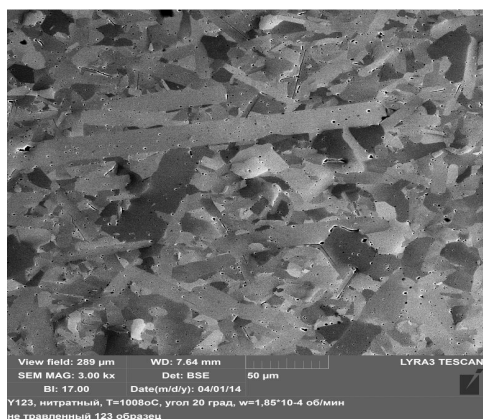


Рис. 1. Anomalно крупные зерна в керамике Y123 после КГД при  $T=1008^\circ\text{C}$ ,  $\alpha=30^\circ$ .

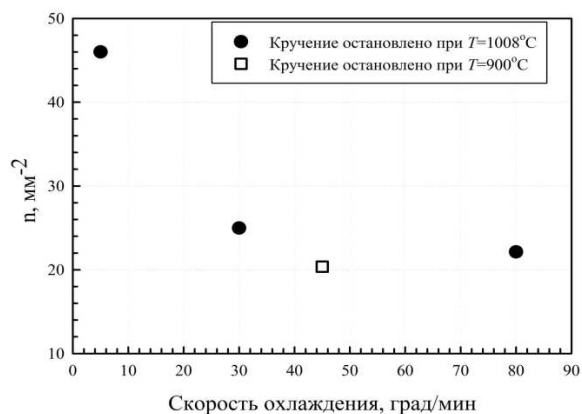


Рис. 2. Зависимость плотности anomalно крупных зерен от скорости охлаждения после КГД на  $\alpha=30^\circ$ .

Анализ микроструктуры образцов, деформированных при  $T_d=1008^\circ\text{C}$ , показал, что увеличение скорости охлаждения 5 град/мин до 80 град/мин не приводит к полному исчезновению anomalно крупных зерен, хотя их плотность уменьшается почти в 2 раза: с 46  $\text{мм}^{-2}$  до 22  $\text{мм}^{-2}$  (рис. 2). Это свидетельствует о том, что anomalно крупные зерна формируются как в процессе деформации, так и при охлаждении. Подтверждением такой точки зрения служит микроструктура образца, который обрабатывался следующим образом: деформация при  $T_d=1008^\circ\text{C}$  на  $\alpha=30^\circ$ , далее КГД на  $\alpha=8$  минут при одновременном охлаждении со скоростью 45 град/мин до  $T_d=900^\circ\text{C}$ ; ниже  $900^\circ\text{C}$  образец охлаждался без деформации со скоростью 5 град/мин (рис. 2). Известно, что в керамике Y123 при  $T < 900^\circ\text{C}$  рост зерен не происходит [2]. В работе также анализируется плотность и размер anomalно крупных зерен в зависимости от угла кручения.

## Литература

- Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. Формирование базисной текстуры при горячей деформации ВТСП керамики  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  // Перспективные материалы. 2009. Вып.7. С. 124-129.
- Imayev M.F., Kazakova D.B., Gavro A.N., Trukhan A.P. Grain growth in a  $YBa_2Cu_3O_x$  superconductive ceramics // Physica C. 2000. Vol. 329. P. 75-87.

# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Капралов Е.В.<sup>1</sup>, Райков С.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>,  
Будовских Е.А.<sup>1</sup>, Соснин К.В.<sup>1</sup>, Ващук Е.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, г. Томск  
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск  
gromov@physics.sibsiu.ru

Целью работы являлось изучение структуры, фазового состава и трибологических характеристик износостойкого покрытия, наплавленного электродуговым методом на мартенситную сталь.

Материалом подложки являлась сталь Hardox 400, используемая при изготовлении деталей, подвергающихся абразивному износу в условиях ударных нагрузок. Наплавку формировали порошковой проволокой марки EnDOtec DO\*33 диаметром 1,6 мм. Элементный состав проволоки приведен в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав проволоки EnDOtec DO\*33

Химический элемент	C	Si	Mn	P	Cr	Nb	Fe
Содержание, вес. %	2,06	0,65	2,51	0,03	13,48	6,36	остальное

Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO<sub>2</sub> 18 % при сварочном токе (250...300) А и напряжении на дуге (30...35) В. Оптическая микроскопия поперечных шлифов покрытий показала, что толщина наплавленных слоев достигает 5,0...5,5 мм. Микротвердость наплавленного покрытия остается неизменной по всей глубине до (3,7...4,0) мм. Среднее значение микротвердости упрочненного слоя составляет 900 HV, что в 3 раза больше микротвердости основного материала.

Исследования фазового состава, выполненные методами рентгенофазового анализа, показали, что наплавка является многофазным материалом. Основной фазой наплавленного слоя является  $\alpha$ -железо (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа). Кроме  $\alpha$ -железа в исследуемом материале в разном количестве присутствуют карбиды железа и ниобия, силицид железа, а также графит,  $\gamma$ -железо (твердый раствор на основе ГЦК кристаллической решетки железа). Большую объемную долю частиц упрочняющей фазы (карбиды и силициды), относительное суммарное количество которых составляет  $\approx 38$  %.

Методом экстрактивных угольных реплик установлено, что упрочняющими фазами, экстрагированными из наплавки, являются, как показывает индицирование микроэлектроннограмм, карбиды железа (Fe<sub>3</sub>C), ниобия (NbC и Nb<sub>2</sub>C), хрома (Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> и Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>), а также карбиды сложного состава Fe<sub>3</sub>Nb<sub>3</sub>C и (Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Форма частиц преимущественно глобулярная. Размеры частиц карбидной фазы изменяются от единиц до сотен нанометров.

Основной карбидной фазой является карбид на основе железа, располагающийся протяженными прослойками, разделяющими зерна  $\alpha$ -железа. Частицы карбида хрома и ниобия наноразмерного диапазона располагаются на межфазных границах системы ( $\alpha$ -железо / карбид железа), а также в объеме зерен  $\alpha$ -железа.

Таким образом, результаты, полученные методами современного физического материаловедения, позволяют высказать предположение, что механизмами, ответственными за высокие значения твердости и износостойкости наплавки, являются формирование наноразмерных частиц карбидных фаз, расположенных, как в объеме, так и по границам зерен в  $\alpha$ -железе.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи\_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.



# ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ , ПОДВЕРГНУТОГО ТЁПЛОМУ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМУ *abc*-ПРЕССОВАНИЮ

Кашин О.А., Круковский К.В., Гришков В.Н., Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
okashin@ispms.tsc.ru

Работа посвящена изучению характера разрушения при испытаниях на растяжение при комнатной температуре образцов сплава  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ , подвергнутых изотермическому (723 К) *abc*-прессованию до разных степеней заданной деформации.

При испытаниях на растяжении было установлено, что предел прочности материала на инженерных зависимостях практически не зависит от степени заданной деформации вплоть до  $\epsilon \sim 8$ , однако при увеличении степени заданной деформации возрастает дислокационный предел текучести и значительно снижается равномерное удлинение и удлинение до разрушения. Для объяснения полученных результатов определенную информацию дают результаты исследований характера разрушения.

Исследования характера разрушения образцов не выявили какой-либо четко выраженной зависимости от степени заданной при *abc*-прессовании деформации. На изломах для всех образцов наблюдаются две характерные области. На одной из них, расположенной, как правило, в центральной части поверхности разрушения, наблюдается вязкий ямочный излом. Эта область занимает 10-20 % от общей площади поверхности разрушения, но для образцов в состоянии поставки она занимает до 50 %. Размер ямок варьируется довольно в широких пределах – от субмикронного до 10-15 мкм и не зависит от степени деформации. Практически в каждой ямке можно обнаружить пору. Внутри отдельных крупных пор видны частицы предположительно фазы типа  $Ti_2Ni$ , причем на крупных частицах иногда имеется трещина. В соответствии с современными представлениями эта область является областью зарождения очага разрушения. Вторая характерная область на поверхности разрушения представлена довольно крупными плоскими вытянутыми ячейками, ограниченными невысокими гребнями с острыми вершинами. На поверхности этих ячеек также видны поры, оставленные выделениями фазы. Данная область, является, по-видимому, областью долома. Отметим наличие вторичных трещин почти на всех поверхностях разрушения.

Одинаковый характерный размер ямок на поверхностях разрушения в областях с вязким изломом для материалов с крупнозернистой и ультрамелкозернистой структурой даёт основания предположить, что разрушение происходит после формирования при растяжении определенной критической зеренно-субзеренной структуры или дислокационной субструктуры. Если же такая структура в какой-то мере уже создана на этапе *abc*-прессования, то в результате деформации при растяжении происходит дополнительная эволюция структуры до критической. Этим можно объяснить снижение равномерной деформации при высоких степенях заданной при *abc*-прессовании деформации.

Отсутствие зависимости предела прочности материала от степени заданной деформации может быть обусловлено наличием частиц фазы типа  $Ti_2Ni$ . При определенном уровне внешних напряжений локализация деформации и формирование шейки может быть спровоцировано разрушением по границам раздела между частицами и основным материалом, либо хрупким разрушением крупных частиц. В результате этого в локальном месте повышается уровень действующих напряжений и в этом месте продолжается деформация основного материала, в котором еще не исчерпан запас дислокационной пластичности. Этим можно объяснить и продолжительную стадию падения напряжения на деформационных кривых.

*Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.*

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ (МДО) НА СВОЙСТВА Al-Si-СПЛАВА<sup>2</sup>

Киселева С.К., Зайнуллина Л.И., Абрамова М.М., Дударева Н.Ю., Александров И.В.

ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
nurieva\_s@mail.ru

Алюминий и алюминиевые сплавы по масштабам производства и применения в промышленности занимают одно из первых мест благодаря их низкой стоимости, высокой удельной прочности и жесткости. Однако коррозионная стойкость алюминия и его сплавов зависит как от количества примесей или специально введенных в сплав добавок, так и от качества покрывающей его защитной пленки.

Одним из наиболее перспективных методов нанесения защитных покрытий на изделия и конструкции из алюминиевых сплавов, является микродуговое оксидирование (МДО).

Известно, что качество формируемых поверхностных слоев определяется режимами МДО-процесса. На сегодняшний день технология МДО широко применяется для упрочнения поверхности деталей из алюминиевых сплавов. Большинство работ было проведено на деформируемых алюминиевых сплавах. Показана возможность получения качественного покрытия на таких сплавах типа Д16, В95, АД31 и др. Для этих материалов достаточно полно изучено влияние различных режимов на качество МДО-слоя. Что же касается возможности получения качественного покрытия на литейных сплавах, то в научной литературе количество таких работ невелико, и выводы в них достаточно противоречивые.

Таким образом, целью данной работы является изучение влияния режимов процесса МДО-процесса на микротвердость и коррозионные свойства покрытия, формируемого на высококремнистых алюминиевых сплавах.

Для наших исследований режимы МДО отличались концентрацией компонентов электролита – жидкого стекла  $\text{Na}_2\text{SiO}_3$  и гидроксида калия КОН. Изменялось содержание двух компонентов сразу, и жидкого стекла и гидроксида калия, при этом их концентрационное соотношение оставалось постоянным.

В результате проведенных экспериментов были получены образцы с МДО-слоем. После МДО поверхность образцов теряет металлический блеск. Образцы, обработанные по различным режимам, приобретают различный окрас.

Анализ изображения системы «сплав АК12Д – МДО показал», что в МДО-слое наблюдается множество пор. Выявляются как отдельные поры, так и целые цепочки, которые располагаются в разных направлениях. Кроме того, от пор отходят тонкие трещины. Наибольшая пористость наблюдается в слое, который прилегает к металлу. Это так называемый переходная зона МДО-слоя. При переходе от переходной зоны к основной рабочей зоне, состоящей из корунда, пористость снижается. Распределение микротвердости также неоднородно по толщине МДО-слоя. При переходе к основной рабочей зоне значение микротвердости повышается

Было показано, что одновременное повышение концентрации жидкого стекла и гидроксида приводит к формированию МДО-слоя с большей толщиной, повышенной микротвердостью и пониженной пористостью. Однако, повышение концентрации компонентов электролита привело к снижению коррозионных свойств МДО-слоя. Покрытие с большей толщиной корродировало быстрее, чем тонкое покрытие. Пористость МДО-слоя оказывает преобладающее влияние на коррозионные свойства.

---

<sup>2</sup> Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта ФГБОУ ВПО УГАТУ и ОАО «УМПО» «Разработка и промышленное освоение координируемых технологий высокоточного формообразования и поверхностного упрочнения ответственных деталей из Al- сплавов с повышенной конструкционной энергоэффективностью», реализуемого в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.

# ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В ГПУ МЕТАЛЛАХ НА ПРИМЕРЕ $\alpha$ -Ti

Кистанов А.А.<sup>1</sup>, Мурзаев Р.Т.<sup>1</sup>, Дмитриев С.В.<sup>1</sup>, Семенов А.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Мирнинский политехнический институт, филиал Северо-Восточного федерального университета имени М.К. Аммосова, Мирный

andrei.kistanov.ufa@gmail.com

Методом молекулярной динамики на примере  $\alpha$ -Ti показана возможность возбуждения дискретных бризеров (ДБ) в чистых ГПУ металлах. Моделирование выполнялось с использованием пакета программ LAMMPS [1] с межатомным потенциалом взаимодействия для  $\alpha$ -Ti [2], основанным на модифицированном методе погруженного атома - modified embedded-atom method (МЕАМ).

Начальные условия для неподвижного ДБ задавались следующим образом

$$x_n^0 = T_n + S_n, \dot{x}_n^0 = 0, y_n^0 = 0, \dot{y}_n^0 = 0, \quad (1)$$

где  $x_n^0$ ,  $y_n^0$  и  $\dot{x}_n^0$ ,  $\dot{y}_n^0$  - компоненты векторов начальных перемещений и начальных скоростей атомов выбранной цепочки. Все остальные атомы кристалла имели нулевые начальные перемещения и начальные скорости. Функции  $T_n$  и  $S_n$  в (1) описывают амплитуды и смещения центров колебания атомов, соответственно. Данные функции имели вид

$$T_n = \frac{(-1)^n A}{\cosh[\beta(n-x_0)]} \quad (2), \quad S_n = \frac{-B(n-x_0)}{\cosh[\gamma(n-x_0)]} \quad (3)$$

где параметр  $A$  - амплитуда ДБ,  $B$  - амплитуда смещений центров колебаний атомов,  $\beta$  и  $\gamma$  задают степень пространственной локализации ДБ, а  $x_0$  - его начальное положение. При  $x_0=0$  ДБ центрирован на атоме, а при  $x_0=1/2$  посередине между двумя соседними атомами.

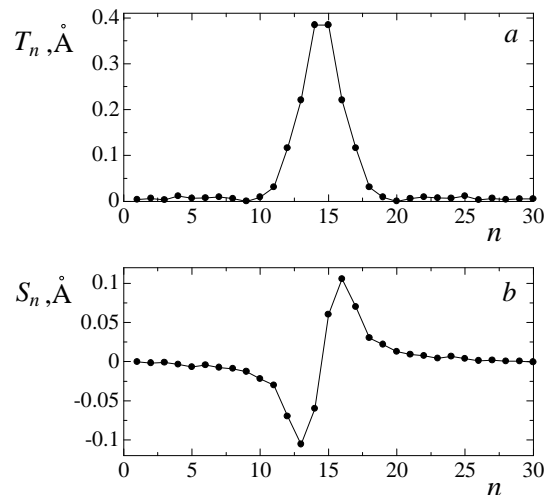


Рис.1. Пример неподвижного ДБ, представленный функциями а -  $T_n$  и б -  $S_n$ , соответственно. С задаваемыми параметрами  $A=0.45$ ,  $B=0.08$ ,  $\beta=0.85$ ,  $\gamma=0.9$ ,  $x_0=1/2$ .

Значение амплитуд полученного ДБ для  $\alpha$ -Ti лежит в интервале от 0.16 Å до 0.44 Å.

## Литература

1. <http://lammps.sandia.gov/>
2. Hennig R.G. et al. // Phys. Rev B. 2008. 78, 054121.

## ВЛИЯНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-MG

Кищик А.А.<sup>1</sup>, Михайловская А.В.<sup>1</sup>, Портной В.К.

<sup>1</sup>НИТУ «МИСiC», Москва

aza-357@rambler.ru

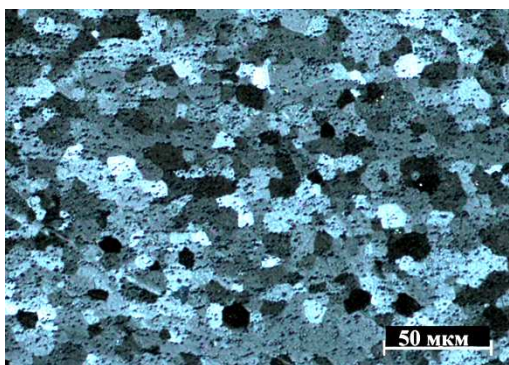


Рис. 1 – Пример зеренной структуры сплава после нагрева до температуры сверхпластической деформации

Разработка сплавов, обладающих повышенными скоростями сверхпластичности, обеспечит повышение производительности и расширение областей применения сверхпластической формовки. Данная работа направлена на выявление закономерностей влияния переходных металлов: Mn, Cr, Zr, Ni, Ce и Fe, на зеренную структуру и показатели сверхпластичности сплавов системы Al-Mg, для разработки сплава сверхпластичного при скоростях больше  $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Легирование марганцем, хромом или цирконием эффективно измельчает и стабилизирует рекристаллизованное зерно за счет формирования дисперсных частиц размерами менее 50 нм. Измельчить зерно за счет увеличения числа

центров рекристаллизации позволяют крупные, размерами около 1 мкм, частицы фаз, содержащие марганец, железо и никель [1].

Исследована зеренная структура и определены показатели сверхпластичности сплавов при различных режимах получения листа, отличающихся режимами прокатки и термической обработки.

Показано, что за счёт присутствия переходных металлов, формируется зерно, размером до 5 мкм и высокие показатели сверхпластичности: относительное удлинение 450-520% при оптимальной скорости  $(0,5-1) \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ .

Исследуемые сплавы имеют хорошую коррозионную стойкость, при относительном удлинении в отожженном состоянии 17-20% предел прочности на 100 МПа выше, а предел текучести в 1,5 раза выше, чем у сплава-аналога AA5083, активно используемого в настоящее время для сверхпластической формовки.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Автономной некоммерческой образовательной организации высшего профессионального образования «Сколковский институт науки и технологии».*

### Литература

1. Портной В.К. Роль оптимизации гетерогенизации в подготовке ультрамелкозернистой структуры сверхпластичных сплавов. Известия высших учебных заведений. Цветные металлы, 1987, №5

# ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В ЛИСТАХ СПЛАВОВ 1565 И 1545К

Кищик М.С., Михайловская А.В., Портной В.К.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
tanais61@bk.ru

На сегодняшний день для производства цистерн, перевозящих топливо по железнодорожным путям, в основном используются легированные стали. С целью повышения грузоподъемности перспективно использование сплавов системы Al-Mg. Они обладают высокой коррозионной стойкостью, удовлетворительными механическими свойствами и почти в 3 раза меньшей плотностью по сравнению со сталями. Применение легких сплавов позволит увеличить грузоподъемность на 15-20%. Пример: электровоз ВЛ80, в котором стальные цистерны заменены на алюминиевые, вместо 60 нагруженных топливом цистерн способен транспортировать около 70 [1]. Получение таких цистерн осуществимо методом сверхпластической формовки (СПФ). Благодаря использованию метода СПФ можно значительно снизить массу конструкций, получить цельные полые изделия с глубоким и сложным рельефом за одну технологическую операцию. СПФ позволяет уменьшить количество соединений в изделии, что повышает их герметичность и уменьшает вес. Технологические преимущества метода по сравнению с традиционной листовой штамповкой связаны с сокращением затрат на инструмент (до 10 раз), короткими сроками изготовления оснастки и изготовлением ее из дешевых материалов. Для реализации сверхпластической формовки необходимы листы, имеющие микрозернистую структуру с размером зерна менее 10 мкм, и чем меньше этот параметр, тем выше показатели сверхпластичности, в первую очередь скорость деформации и выше производительность СПФ [2].

Цель работы – разработка технологии получения пригодных для сверхпластической формовки листов сплавов 1565 и 1545К с микрозернистой структурой. Предложены способы получения сверхпластичных листов сплава 1545К, сохраняющего нерекристаллизованную структуру перед началом сверхпластической деформации и имеющего повышенные прочностные свойства за счет содержания скандия. Сплав сверхпластичен в интервале температур 450-500 °С и скоростей деформации  $(0,2-1) \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Разработаны технологии получения листов сплава 1565 толщиной до 5 мм с размером зерна менее 10 мкм и повышенными механическими свойствами в отожженном состоянии: относительное удлинение на 5%, а предел текучести на 25МПа выше, чем у промышленного листа. Исследованы процессы формирования микрозернистой структуры, определены показатели сверхпластичности и режимы СПФ. Из листов повышенной толщины опробована сверхпластическая формовка модельных деталей куполообразной формы (рисунок 1).



Рис.1. Модельные детали куполообразной формы из сплава 1565

Работа выполнена при поддержке  
Гранта Президента РФ  
№14.125.13.232-МК.

## Литература

1. [http://scado.narod.ru/th/th\\_e\\_vl80.htm](http://scado.narod.ru/th/th_e_vl80.htm) Дата обращения: 2.04.2014.
2. Новиков И.И., Портной В.К. Особенности сверхпластической деформации некоторых алюминиевых сплавов. Известия вузов «Цветная металлургия», 2001, №4, с. 4-11.

# НЕСТАБИЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ (УМЗ) ЛИСТОВ СПЛАВА VT22 И ПУТИ ЕЁ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ

Классман Е.Ю., Классман П.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
klassman@mail.ru

В виде тонких листов сплав VT22 промышленно не выпускают и не применяют [1], вероятно, от части, из-за опасности глубокого газонасыщения при термообработке. Соответственно этому, свойства листов VT22 практически не изучены, но имеется потребность в высокопрочных полых конструкциях для авиастроения, спортивного инвентаря и других областей высоких технологий [2].

Листовой прокаткой возможно сформировать УМЗ структуру непосредственно в процессе получения фольги или листа, не прибегая к дополнительным операциям деформационной обработки [2]. Листовые полуфабрикаты с большими степенями обжатия при изотермической прокатке имеют специфическую структуру и требуют специального исследования. В проведенной ранее работе [2] было выявлено, что УМЗ состояние приводит к существенному повышению ударной вязкости сплава VT22.

Проведенные испытания показали, что сплав VT22 в УМЗ состоянии проявляет сверхпластические свойства. При температуре до 600 °С максимальные показатели СП смещаются в сторону больших скоростей деформации. Однако, как оказалось, образцы после длительной вылежки при комнатной температуре, при испытаниях в тех же температурах не проявляли признаков сверхпластичности. На участке рабочей части наблюдалось интенсивное развитие сужения, локализация деформации в виде шейки. Деформация образца теряла устойчивость и происходило разрушение.

При аттестации эксплуатационных характеристик проката из VT22 с УМЗ структурой было выявлено снижение показателей механических свойств (прочности, пластичности и, особенно, ударной вязкости) после длительной вылежки проката при комнатной температуре. Вероятно, это связано с высоким уровнем напряжений в сильно наклепанном материале.

На основе анализа литературных данных и опытным путем предложено несколько мер по предотвращению негативных последствий длительной вылежки листового полуфабриката. В частности, проведен отжиг образцов сплава VT22 с УМЗ структурой для снятия внутренних напряжений по разработанному режиму, проведены механические испытания образцов (таблица).

Таблица. Влияние отжига листов сплава VT22 с УМЗ структурой на ударную вязкость.

Логарифмическая степень деформации, $\epsilon$	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>		
	Свежий прокат	Отжиг и вылежка 6 месяцев	Вылежка 6 месяцев
1,6	55	53	35

Полученные данные по ударной вязкости позволяют предложить использование отжига для снятия внутренних напряжений как возможный вариант устранения нестабильности механических свойств листовых полуфабрикатов VT22 с УМЗ структурой.

## Литература

1. Колачев Б.А., Польшкин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран: Справочник. М.: ВИЛС, 2000. 316 с.
2. Астанин В.В., Классман Е.Ю., Классман П.А. Получение листов сплава VT22 с ультрамелкозернистой структурой путем изотермической прокатки, Перспективные материалы, 2009, июнь, спец выпуск (7), с.14-16.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ (УМЗ) ЛИСТОВ СПЛАВА ВТ22

Классман Е.Ю., Классман П.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
klassman@mail.ru

Большинство способов получения УМЗ структуры в титановых сплавах связано с интенсивной пластической деформацией кручением под давлением, ковкой с переменной осей или специальными видами прессования, где достигается степень накопленной деформации  $\epsilon = 5 \dots 8$ . В этих случаях процесс подготовки структуры оказывается весьма трудоемким, затратным или ограничивает размер полученных заготовок [1]. С этой точки зрения применение изотермической прокатки в режиме низкотемпературной сверхпластичности выглядит наиболее приемлемым, так как позволяет избежать газонасыщения, повысить свойства материала за счет измельчения зерен и, возможно, снизить анизотропию свойств листа за счет ослабления текстуры [2]. Все это существенно расширяет границы использования данного сплава.

Формирование микроструктуры при изотермической прокатке зависит от типа предварительно подготовленной структуры подката. Наилучший результат в получении УМЗ структуры достигается в том случае, когда структура перед изотермической прокаткой состоит из тонких, сильно вытянутых зерен, и если режим деформации соответствует режиму низкотемпературной сверхпластичности.

Как известно [1], наличие УМЗ структуры позволяет реализовать эффект низкотемпературной сверхпластичности, однако для ВТ22 такие данные отсутствуют. Проведенные испытания при температурах 550 и 600 °С (что фактически соответствует как температуре формирования УМЗ структуры, так и основным температурам возможной будущей обработки листов данного сплава) показали, что сплав ВТ22 в УМЗ состоянии при данных температурах проявляет сверхпластические свойства. Максимум эффекта СП достиг при 600 °С и  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Параметр  $m$  при этом достигал значения 0,35, а удлинение составило 595 %.

Показано, что при комнатной температуре эксплуатационные характеристики сплава в УМЗ состоянии существенно выше, чем у сплава в МК состоянии после упрочняющей термической обработки. Экспериментально выявлен и доказан неожиданный эффект повышения ударной вязкости при переходе сплава ВТ22 в УМЗ состояние, связанный с ростом работы распространения трещины.

Деформационное поведение сплава ВТ22 при повышенных температурах сходно с деформацией при комнатной температуре (образование полос локализованного сдвига), но обусловлено механизмом кооперированного ЗГП.

Также обнаружен эффект снижения показателей механических свойств листового полуфабриката (прочности, пластичности, ударной вязкости) после длительной вылежки при комнатной температуре, выявлены его структурные причины и разработаны рекомендации для его предотвращения.

### Литература

1. Астанин В.В., Кайбышев О.А. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент RU № 2320771 от 27.03.08 (приоритет от 06.07.2006).
2. Астанин В.В., Классман Е.Ю., Классман П.А. Получение листов сплава ВТ22 с ультрамелкозернистой структурой путем изотермической прокатки, Перспективные материалы, 2009, июнь, спец выпуск (7), с.14-16.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ ХН58МБЮД

\*Классман П.А.<sup>1</sup>, \*\*Камалетдинова Р.Р.<sup>2</sup>, Валитова Э.В.<sup>1</sup>, Валитов В.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

\*klassman@mail.ru, \*\* kamaletdinova\_regina93@mail.ru

Жаропрочный никелевый сплав ХН58МБЮД широко используется для изготовления деталей ракетных двигателей [1]. В настоящей работе была изучена возможность получения ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в сплаве ХН58МБЮД методом горячей прокатки, что актуально для реализации эффекта сверхпластичности в технологических процессах изготовления деталей (шпилька, болт и др.) из данного материала для ракетных двигателей. В исходном состоянии исследуемый сплав имеет крупнозернистую (КЗ) структуру со средним размером зерен  $\gamma$ -фазы 62 мкм (рис. 1а). Многосторонняя горячая прокатка прутка с начальным диаметром  $\varnothing=42$ мм проводилась по режимам, предложенным ранее в работе [2] для схемы дробной осадки.

Детальный анализ микроструктуры образцов, деформированных с поэтапным снижением температуры прокатки, показал, что при такой обработке в результате прохождения процессов динамической рекристаллизации формируется УМЗ структура дуплексного типа. Причем ее параметры, в частности размер рекристаллизованных зерен  $\gamma$ -фазы уменьшается, т.е. со снижением температуры прокатки достигается дополнительное измельчение структуры. Так после окончательной прокатки с суммарной степенью деформации  $e=1,2$  сформирована УМЗ структура со средним размером зерна  $\gamma$ -фазы  $\sim 5$  мкм и некогерентных выделений  $\delta$ -фазы, расположенных преимущественно по границам и в тройных стыках зерен  $\gamma$ -фазы. Выделения  $\delta$ -фазы имеют эллипсоидную форму, с размером 3 мкм в продольном и  $\sim 1$  мкм в поперечном направлениях. Морфология этих частиц определяется тем, что они образовались, по-видимому, в процессе динамической рекристаллизации, при которой ранее выделившиеся пластины  $\delta$ -фазы в результате пластической деформации подвергаются фрагментации и их последующей сфероидизации (рис. 1б).

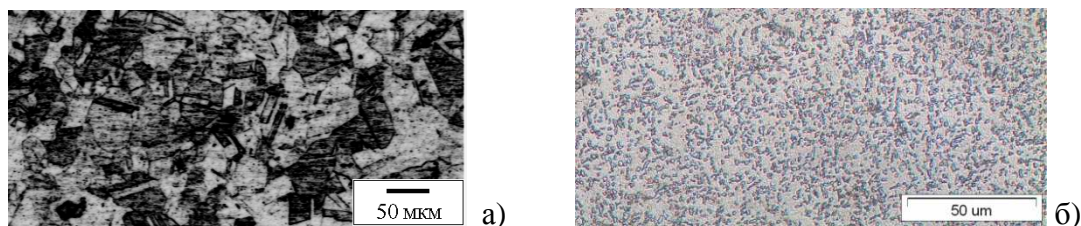


Рис.1. – Микроструктура никелевого сплава ХН58МБЮД:

а) исходное состояние; б) после горячей прокатки в интервале температур 875 – 950 °С

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №13-08-12200\14.*

## Литература

1. Недашковский К.И., Железняк О. Н., Громыко Б. М., Козыков Б. А., Михалев И. А. Влияние низких температур на механические и физические свойства высокопрочного никелевого сплава ЭК61-ИД и нержавеющей мартенситной стали ЭК49-ВД // *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: Машиностроение. 2003. - №6. – С. 33-37.
2. Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А. Влияние скорости и температуры деформации на микроструктуру и свойства ультрамелкозернистого свариваемого сплава ХН58МБЮД // *Перспективные материалы*. - №15.-2013. - С. 30-34.



## МОДЕЛЬ БЫСТРОЙ СТАДИИ КАТАСТРОФИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ МЕДИ

Климашин А.А., Белоусов В.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва*  
klim@imet.ac.ru

Высокая теплопроводность меди позволяет использовать ее в устройствах охлаждения, жидкостных ракетных двигателях (ЖРД), где медь работает в непосредственном контакте с тугоплавким металлом. В настоящее время жидкий кислород, широко используемый как окислитель в ракетных двигателях, рассматривается и как перспективный охладитель огневой стенки камеры сгорания ЖРД. Известно, что при уровнях температур охлаждаемых поверхностей огневой стенки из медного сплава, характерных для современных ЖРД, кислород может вступать в химическое взаимодействие с материалом стенки. Практика показала, что в присутствии кислорода не все тугоплавкие металлы в контакте с медью обеспечивают достаточный ресурс охлаждающих устройств. Например, в системах Cu–Mo, Cu–V и Cu–W может происходить катастрофическое окисление меди. Проблема ускоренного окисления металлов, включающего в себя горячую коррозию и катастрофическое окисление металлов, уже долгие годы обсуждается в литературе. Установлено, что данные явления вызваны образованием жидкой фазы в продуктах окисления. Для объяснения ускоренного окисления металлов и сплавов, инициированного образованием жидкой фазы в продуктах окисления, были предложены растворный (кислое или основное флюсование) и диффузионный (ускоренный массоперенос в жидкой фазе) механизмы. Однако единая точка зрения на механизм ускоренного окисления металлов отсутствует. В настоящее время недостаточно изучена кинетика процесса, транспортные свойства и микроструктура оксидных слоев, отсутствует адекватная модель процесса ускоренного окисления металлов. Так, по мнению одних исследователей катастрофическое окисление металлов происходит по механизму флюсования, по мнению других – по электрохимическому механизму.

В данной работе комплексом независимых методов исследовано высокотемпературное окисление меди в системах Cu–MoO<sub>3</sub>, Cu–V<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, Cu–Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и Cu–WO<sub>3</sub>. Термогравиметрическим методом установлены кинетические закономерности катастрофического окисления меди, покрытой различными оксидами на воздухе при 500–1050°C. Показано, что процесс ускоренного окисления меди подчиняется параболическому временному закону. Во всех четырех системах константа параболической скорости окисления меди превосходит константу параболической скорости окисления меди без покрытия на два порядка величины. Независимыми методами установлено, что начальной стадией взаимодействия является окисление Cu<sup>0</sup> до Cu<sup>+</sup> легкоплавким оксидом. Методами дифференциальной сканирующей калориметрии и растровой электронной микроскопии установлено, что катастрофическое окисление меди обусловлено образованием поперечных жидких каналов в оксидном слое, содержащих эвтектический расплав. Газохроматографическим методом показано, что диффузия ионов кислорода по жидким каналам является лимитирующей стадией процесса. Обнаружено две стадии катастрофического окисления меди: быстрая и сверхбыстрая (под толстыми слоями легкоплавкого оксида). При сверхбыстром окислении происходит растворение защитного оксидного слоя в расплаве легкоплавкого оксида, то есть реализуется растворный механизм. В процессе быстрой стадии окисление лимитируется диффузией ионов кислорода по жидким каналам, содержащим эвтектический расплав. Предложена диффузионная модель быстрой стадии катастрофического окисления меди. Рассчитанные в рамках этой модели константы параболической скорости окисления в системах совпадают по порядку величины с экспериментально полученными константами, что свидетельствует о согласии модели с экспериментом. Разработанная модель была использована для оценки рабочего ресурса камер сгорания жидкостных ракетных двигателей, охлаждаемых жидким кислородом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ №14-08-00563.*

# МЕХАНИЗМЫ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОТОКОВ ЭНЕРГИИ С УЧЕТОМ ИСПАРЕНИЯ

Кобзарева Т.Ю.<sup>1</sup>, Сарычев В.Д.<sup>1</sup>, Хаимзон Б.Б.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Соскова Н.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

<sup>2</sup>Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк

gromov@physics.sibsiu.ru

Целью работы является выявление механизмов тепловых процессов с учетом испарения и плавления, постановка математической задачи, разработка численной модели и программ расчетов без привлечения подгоночного параметра.

Математическая модель состоит из одномерного уравнения теплопроводности. Вместо того, чтобы решать классическую задачу Стефана, используем методику сглаживания: вместо температуры плавления  $T_S$  и температуры кипения  $T_L$  используются температурные интервалы  $T_S < T < T_S + \Delta T_S$  и  $T_L \leq T < T_L + \Delta T_L$ , в которых вещество находится в двухфазном состоянии. Для таких областей произведения теплоемкости на плотность и коэффициент теплопроводности вычисляются по следующим формулам:

$$c\rho = \begin{cases} \frac{L_S \rho_S}{\Delta T_S}, T_S \leq T < T_S + \Delta T_S; \\ \frac{L_L \rho_L}{\Delta T_L}, T_L \leq T < T_L + \Delta T_L; \end{cases} \quad \lambda(T) = \begin{cases} \frac{\lambda_S + (\lambda_L - \lambda_S)(T - T_S)}{\Delta T_S}, T_S \leq T < T_S + \Delta T_S; \\ \frac{\lambda_L + (\lambda_S - \lambda_L)(T - T_L)}{\Delta T_L}, T_L \leq T < T_L + \Delta T_L; \end{cases}$$

В однофазных областях теплофизические параметры считаем постоянными, равными соответствующим табличным значениям. Положение границ раздела определяется по положению температурных интервалов двухфазных областей. Границы раздела фаз при таком приближенном подходе несколько размываются. Граничные условия принимают вид:

$$\text{при } x = 0: \begin{cases} -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} = q_0, t < t_1; \\ T = T_L + \Delta T_L, t_1 \leq t < t_0; \\ T = T_L, t_0 \leq t < t_2; \\ \frac{\partial T}{\partial x} = 0, t \geq t_2; \end{cases} \quad \text{при } x = l: \frac{\partial T}{\partial x} = 0$$

Момент времени  $t_l$  определяется из условия  $T(t_l, 0) = T_L + \Delta T_L$ . В дальнейшем температура границы не меняется, а энергия, подводимая к образцу, идет на испарение до момента времени  $t_0$ . Импульс заканчивается в момент времени  $t_0$ , а температура левой границы стенки остается постоянной (равной  $T_L$ ) некоторое время за счет энергии, отданной ранее испаренным газом. Это продолжается до того момента времени  $t_2$ , когда энергия, введенная в образец, не станет равной энергии импульса  $E_S$ . С учетом энергии на единицу площади  $W(t_2) - W(0) = E_S$  математическая задача состоит в определении поля температур от времени  $T(t, x)$ , которая является решением приведенной модели. Результаты расчетов распределения температуры в зависимости от времени и от координаты представлены при  $E_S = 45$  Дж/см<sup>2</sup>,  $t_0 = 200$  мкс. Из представленных зависимостей видно, что температура в образце не превосходит температуру испарения, и, следовательно, можно определить границу зоны проплавления.

Итак, в работе разработаны механизмы тепловых процессов при воздействии импульсных потоков энергии. Разработана численная модель и программа расчетов. Получены численные значения для глубины проплавления в зависимости от удельной энергии.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813, грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ

Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>2</sup>, Чегуров М.К.<sup>1,3</sup>, Бутусова Е.Н.<sup>1</sup>,  
Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Алексеев М.А.<sup>1,3</sup>, Демидова М.А.<sup>1,3</sup>,  
Бобров А.А.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск

<sup>3</sup> Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.Алексеева, Н.Новгород  
nakozlova@nifti.unn.ru

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований влияния параметров микроструктуры и режимов получения ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов на их коррозионную стойкость.

В качестве объекта исследования в работе выступали УМЗ медь М1, а также алюминиевые сплавы Al-0.3%Sc, АМг6 и АМц. В качестве объектов сравнения выступали эти же материалы в крупнозернистом состоянии после горячей экструзии. УМЗ состояние в исследуемых сплавах формировалось методом равноканального углового прессования (РКУП). Число циклов РКУП было не менее  $N=4$ . УМЗ структура в меди была сформирована РКУП при комнатной температуре, а в алюминиевых сплавах – при температуре 150-250 °С.

Для исследования коррозионных свойств УМЗ материалов использовались методики электрохимических (потенциостатических) исследований, методики испытаний на общую коррозию при полном погружении. Для исследований микроструктуры УМЗ материалов использовалась растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ.

Показано, что в состоянии после РКУП скорость общей коррозии УМЗ материалов отличается менее чем на 5% от скорости коррозии в крупнозернистых материалах. Исключение составляет УМЗ сплав АМг6, для которого обнаружено существенное уменьшение скорости коррозии, обусловленное измельчением первичных интерметаллидов и их частичным деформационно-стимулированным растворением в алюминиевой матрице.

Интересный эффект обнаружен при анализе влияния температуры отжига на коррозионную стойкость УМЗ меди и алюминиевых сплавов. Показано, что зависимость скорости коррозии от температуры отжига УМЗ металла в состоянии после РКУП имеет трехстадийный характер: отжиг при температурах меньше температуры начала рекристаллизации ( $T_{отж} < T_1$ ) приводит к существенному уменьшению скорости коррозии УМЗ металла. При температурах отжига больше температуры начала рекристаллизации ( $T_1 < T_{отж} < T_2$ ) приводит к повышению скорости коррозии до значений, превышающих скорость коррозии УМЗ металла в состоянии после РКУП. Отжиг при более высоких температурах ( $T_{отж} > T_2$ ) приводит к формированию равномерной крупнозернистой структуры с повышенной коррозионной стойкостью.

Следует отметить, что это весьма неожиданный эффект, поскольку традиционно предполагается, что границы зерен, обладающие особой структурой и являющиеся областью сегрегации коррозионно-активных примесей и легирующих элементов, образуют с кристаллической решеткой микрогальваническую пару. Уменьшение же объемной доли таких микрогальванических пар при отжиге УМЗ материала вследствие роста зерен должно приводить к монотонному уменьшению скорости коррозии.

Для объяснения полученных результатов разработана качественная модель влияния параметров неравновесных границ зерен на коррозионную стойкость УМЗ металлов. Показано, что эффект повышения скорости коррозии на второй стадии отжига обусловлен «заметанием» мигрирующими границами зерен распределенных в объеме кристаллической решетки зерна решеточных дислокаций.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>2</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>,  
Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Грязнов М.Ю.<sup>3</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>,  
Вирясова Н.Н.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1</sup>, Москвичев А.А.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск

<sup>3</sup> Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород

nakozlova@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали образцы ультрамелкозернистого (УМЗ) никелида титана  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ , полученные методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП 450 °С, число циклов  $N=4$ , скорость деформирования 0.4 мм/с.

В состоянии после РКУП средний размер зерна составляет 130 нм. В структуре образцов после РКУП присутствуют частицы титана, а также 5-7% фазы со структурой типа  $Ti_2Ni$ . Следует отметить, что в УМЗ никелиде титана, частицы титана окружены фазой  $Ti_2Ni$ .

С использованием дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) определены температуры фазовых превращений в крупнозернистом (КЗ) и УМЗ никелиде титана. Показано, что при охлаждении фазовый переход протекает с образованием R-фазы.

Анализ результатов механических испытаний показывает, что РКУП приводит к увеличению предела макроупругости никелида титана от 760 МПа до 1020-1100 МПа, а предела текучести – к повышению от 1100 МПа до 1800-1860 МПа.

С использованием методики релаксационных испытаний проведен анализ влияния РКУП и отжига на механизмы релаксации внутренних напряжений. Показано, что отжиг УМЗ никелида титана приводит к изменению механизмов релаксации внутренних напряжений.

Показано, что повышение температуры отжига ( $T_{отж}$ ) приводит к разупрочнению УМЗ сплава – при повышении  $T_{отж}$  от 100 до 600 °С наблюдается незначительное уменьшение предела текучести от 1800-1860 МПа до 1600 МПа, а предела макроупругости – от 1020-1100 МПа до 950-980 МПа. При дальнейшем повышении  $T_{отж}$  наблюдается разупрочнение УМЗ сплава до прочностных характеристик, сопоставимых с аналогичными параметрами для крупнозернистого сплава – после отжига при  $T_{отж}=800$  °С величина предела текучести УМЗ никелида титана составляет 1250-1300 МПа, а величина предела макроупругости – 770-780 МПа. (После аналогичного отжига величина предела текучести КЗ никелида титана составляет 1060-1080 МПа, а величина предела макроупругости – 640-650 МПа).

Проведены экспериментальные исследования на растяжение образцов УМЗ никелида титана, на основании анализа которых определены температурные зависимости предела прочности и пластичности. Проведены фрактографические исследования образцов после испытаний на разрушение. Определены доли хрупкой и вязкой составляющей в изломах крупнозернистого и УМЗ образцов после испытаний на растяжение в различных температурно-скоростных интервалах.

С использованием методики электрохимических (потенциостатических) испытаний проведены исследования коррозионной стойкости УМЗ образцов никелида титана в водном растворе 0.9% NaCl. Показано, что скорость коррозии УМЗ никелида титана в ~2 раза меньше скорости коррозии КЗ образцов. Исследовано влияния температуры отжига на коррозионную стойкость УМЗ никелида титана. Показано, что повышение температуры отжига до 500 °С приводит к резкому снижению коррозионной стойкости УМЗ никелида титана, в то время как скорость коррозии крупнозернистого никелида титана незначительно изменяется в рассматриваемом интервале температур отжига.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ-БРФФИ и Министерства образования и науки Российской Федерации.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>2</sup>, Бахметьев А.М.<sup>3</sup>, Сандлер Н.Г.<sup>3</sup>, Тряев П.В.<sup>3</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Грязнов М.Ю.<sup>4</sup>, Михайлов А.С.<sup>3</sup>, Алексеев М.А.<sup>1,5</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск

<sup>3</sup> ОАО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород

<sup>4</sup> Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород

<sup>5</sup> Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е.Алексеева, Н.Новгород  
nakozlova@nifti.unn.ru

В докладе описаны результаты экспериментальных исследований влияния режимов равноканального углового прессования (РКУП) на параметры микроструктуры, механические свойства и коррозионную стойкость аустенитной стали 08X18H10T.

Исследования структуры стали проводились на оптическом микроскопе Leica IMD RM и растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6490 с микроанализатором INCA 350. Рентгенофазовый анализ проводился с использованием дифрактометра «Oxford Diffraction GEMINIS». Испытания на горячесолевую межкристаллитную коррозию проводились на специальных автоклавных системах ОАО «ОКБМ Африкантов» по режимам, моделирующим условия эксплуатации теплообменного оборудования ядерно-энергетических установок (температура испытания 250 °С, время испытания до 500 ч). Для исследования влияния структурно-фазового состояния границ зерен проводились электрохимические исследования на потенциостате-гальваностате «Р-8» при комнатной температуре в рабочей среде испытания 10% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.0025 г/л KSCN. Исследование процесса распада твердого раствора аустенита в стали при РКУП проводилось методом измерения электросопротивления с использованием прибора «SIGMATEST 2.069». Микротвердость (H<sub>v</sub>) стали измерялась с помощью твердомера «Duramin Struers-5». Для исследований сверхпластических свойств с использованием автоматизированной машины Tinius Olsen H25K-S проводились испытания на растяжение с постоянной скоростью движения захватов с начальной истиной скоростью деформации от 10<sup>-4</sup> до 3·10<sup>-1</sup> с<sup>-1</sup> в диапазоне температур 20÷800°С. Для определения предела макроупругости  $\sigma_0$  и физического предела текучести  $\sigma_T$  дополнительно использовалась методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие.

Показано, что использование РКУП позволяет повысить в 1.5-2.5 раза прочность, а также обеспечить реализацию эффекта сверхпластичности - при повышенных температурах деформации пластичность СМК стали в 2-2.5 раза превышает пластичность крупнозернистой стали. Проведены фрактографические исследования изломов образцов после испытаний на сверхпластичность и определены механизмы разрушения.

Проведенные испытания показывают, что глубина межкристаллитной коррозии после обработки стали 08X18H10T по оптимальным режимам РКУП в 2.5-3 раза превышает коррозионную стойкость образцов крупнозернистой стали. Аналогичные результаты были получены и при электрохимических (потенциостатических) исследованиях образцов крупнозернистой и СМК стали. Установлено, что масштаб повышения прочности и стойкость к межкристаллитной коррозии при РКУП определяется одновременным протеканием процессов измельчения зеренной структуры, а также деформационно-стимулированного распада аустенита и выделением частиц карбидов.

В работе предложена модель эволюции структуры аустенитной стали при РКУП, позволяющая объяснить причины одновременного повышения прочности и коррозионной стойкости в СМК стали.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

## КРИОГЕННАЯ ПРОКАТКА ЛАТУНИ

Конькова Т.Н. <sup>1</sup>., Миронов С.Ю. <sup>1,2</sup>., Корзников А.В. <sup>1</sup>., Корзникова Г.Ф. <sup>1</sup>.,  
Мышляев М.М. <sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов Уфа, Россия

<sup>2</sup>Университет Тохоку, Сендай, Япония

<sup>3</sup>Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова, Москва, Россия

<sup>4</sup>Институт Физики Твердого Тела, Москва, Россия

konkova\_05@mail.ru, S-72@mail.ru, korznikov@imsp.ru, korznikova@anrb.ru, mr-  
mmm@yandex.ru

Получение объемных материалов с нанокристаллической микроструктурой является популярным направлением как в России, так и за ее пределами. Одним из перспективных способов измельчения микроструктуры до нанокристаллического диапазона считается деформация при очень низких температурах – так называемая криогенная деформация.

В данной работе в качестве материала исследования использовалась латунь Л70, подвергнутая криогенной прокатке. В исходном состоянии материал характеризовался грубозернистой микроструктурой, в которой преобладали зерна миллиметровой величины. Микроструктурные исследования в основном осуществлялись посредством автоматического анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

Криогенная прокатка на 90% обжатия привела к росту микротвердости. При относительно небольших увеличениях структура была представлена крупными (шириной ~100 мкм) зернами с чередующимися кристаллографическими ориентировками альфа- и бета-текстуры. Внутри этих зерен выявлялась развитая субструктура, состоящая из механических двойников, деформационных полос и субзерен. Доля двойниковых границ составляла около 10% от удельной поверхности всех границ разориентации. Средний размер субзерен составлял ~0,5 мкм, а средняя разориентировка на их границах ~5°. С другой стороны, внутри деформационных полос имело место образование зеренной структуры со средней величиной зерен ~0,5 мкм.

В целом, сформировавшуюся микроструктуру можно охарактеризовать как смешанную зеренно-субзеренную. Несмотря на активное механическое двойникование, криогенная прокатка не привела к формированию однородной нанокристаллической структуры, однако можно предположить, что использование перекрестной прокатки способно активизировать механическое двойникование и образование деформационных полос и, таким образом, привести к формированию более однородной ультрамелкозернистой микроструктуры.

# STRUCTURAL FEATURES OF ELECTRODEPOSITED NANO-SCALE COPPER WIRES

Konkova T.N.<sup>1,2</sup>, Mironov S.Yu.<sup>3</sup>, Ke Y.<sup>2</sup>, Onuki J.<sup>2</sup>

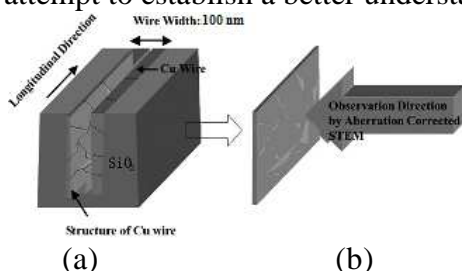
<sup>1</sup>*Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, Khalturin St. 39, 450001 Ufa*

<sup>2</sup>*Department of Materials Science and Engineering, Ibaraki University, Hitachi, Ibaraki 316-8511, Japan*

<sup>3</sup>*Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan*

konkova\_05@mail.ru

There is a direct relationship between the structure and properties of materials. In case of interconnects the major attention is focused on resistivity-grain size dependence. For manufacturing of such interconnects, a copper damascene process is currently used. Despite significant industrial importance and considerable academic interest, microstructural observations in the nano-scale wires are still limited to a few examples. It is important to emphasize that the microstructural analysis of nano-scale copper wires in most cases has been done on samples after annealing, including sufficiently detailed investigation, but, to the best of the authors' knowledge, there is no data about microstructure of nano-scale damascene copper lines before annealing. This work presents an analysis of microstructure and texture in as-deposited copper wires as well as after annealing in an attempt to establish a better understanding of the grain-growth behaviour in these materials.



**Fig.1.** Schematic drawings of (a) the structure of the Cu interconnect and (b) thinned sample for TEM-EDX observation

Chemical mechanical polishing (CMP). In addition to EBSD, aberration Corrected STEM analysis on Hitachi 300 kV HR-STEM equipped with EDX (Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) analyzer was used to investigate microstructure of as-deposited copper wire (Fig. 1).

The main features of the copper wires microstructure are as follows.

- The structural and textural observations revealed some evidence of downward penetration of the growing grains from the overburden layer in the upper part of lines as well as grain nucleation on the bottom trench surface.
- Large difference in structure characteristics between material after annealing at 100°C and 200°C has been interpreted as evidence that this temperature interval should be seen as a transition period of microstructure evolution in damascene copper lines.

## ВОЛОКНИСТАЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ СТРУКТУРА И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12ГБА

Корзников А.В.<sup>1</sup>, Сергеев С.Н.<sup>1</sup>, Сафаров И.М.<sup>1</sup>, Галеев Р.М.<sup>1</sup>, Гладковский С.В.<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

<sup>2</sup>*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург*

korznikov@imsp.ru

Разработка новых месторождений нефти и газа в районах Крайнего Севера и Вечной мерзлоты предполагает эксплуатацию оборудования при экстремальных нагрузках в условиях отрицательных температур [1]. Это выдвигает к материалам узлов и деталей этого оборудования достаточно жесткие, все возрастающие требования по эксплуатационно-технологическим свойствам. Одним из материалов, которые по многим параметрам наиболее соответствуют этим требованиям, являются низкоуглеродистые стали. Но в них, в связи с низким содержанием углерода, невозможно получить высокий уровень прочностных свойств с помощью традиционной термической обработки и требуется разработка новых методов упрочнения. Одним из наиболее перспективных путей решения данной проблемы является формирование в низкоуглеродистых сталях ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [2]. Этот подход позволит существенно повысить прочностные свойства практически любых термически не упрочняемых промышленных сталей и сплавов. Но, несмотря на то, что в области исследования сплавов с УМЗ структурой на настоящий момент сделан огромный задел, до сих пор еще остается открытым вопрос о влиянии УМЗ структуры на значения ударной вязкости и температуру хрупко-вязкого перехода в сталях.

В соответствии с этим, целью данной работы явилось исследование низкотемпературных свойств низкоуглеродистых сталей с УМЗ структурой, полученной интенсивной пластической деформацией прокаткой.

Методом интенсивной теплой прокатки в низкоуглеродистой стали 12ГБА была получена УМЗ структура с зернами в виде вытянутых волокон (волоконистая УМЗ структура). Поперечный размер волокон в среднем составлял около 0,5 мкм, а длина волокон составляла до 10-20 мкм. Полученная волоконистая УМЗ структура термически стабильна вплоть до 550 °С. Проведение дополнительного отжига при 550°С приводит к снятию внутренних напряжений, незначительному снижению прочностных свойств и повышению пластичности.

Показано, что низкоуглеродистая сталь с волоконистой УМЗ состоянием проявляют особо высокие прочностные свойства, которые превышают свойства крупнозернистого состояния этой стали более чем в 2 раза, и, в тоже время, обладает достаточно высоким уровнем пластичности. Установлено, что ударная вязкость стали с волоконистой УМЗ структурой выше, чем в исходном крупнозернистом состоянии во всем температурном интервале.

Установлено, что температура вязко-хрупкого перехода полученных после теплой деформации и последующего отжига при 550°С состояний сильно смещается в сторону более отрицательных температур. В состоянии после прокатки сталь разрушается вязко вплоть до –60°С. Проведение дополнительного отжига при 550 °С снижает температуру, при которой излом остается вязким, до –80°С. При температуре –196 °С в отожженном состоянии в изломе все еще наблюдались участки вязкого разрушения, хотя в целом излом хрупкий. В исходном же состоянии излом становится хрупким уже при температурах –60°С.

### Литература

1. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.
2. Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние всесторонней изотермическойковки на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА. Письма о материалах, 2012. Т. 2, №3, С. 117-120.



# ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Ti-Cu-Zr НА НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Корзникова Г.Ф.<sup>1</sup>, Чеппе Т.Х.<sup>2</sup>, Корзников А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения ПАН Реймонта 25, 30-059 Краков, Польша  
korznikova@anrb.ru

Уникальные свойства аморфных материалов, такие как низкий модуль Юнга, высокая прочность, твердость, коррозионная стойкость привлекают внимание исследователей на протяжении нескольких десятков лет [1-2]. Однако возможность использования на практике была ограничена малой толщиной (обычно 10-50 мкм) и невысокой термостабильностью аморфных сплавов. Полученные относительно недавно массивные металлические стекла (bulk metallic glasses) на основе Ti и Zr в виде прутков диаметром несколько мм могут стать альтернативой промышленным титановым сплавам в травматологии и ортопедической хирургии, поскольку механические характеристики этих материалов лучше сопрягаются с характеристиками костных тканей. В частности, массивные стекла, не содержащие токсичные или не биосовместимые элементы, такие как Be, Al, Ni, Co или Cr [2], обладают более высокой прочностью, низким модулем Юнга и часто лучшей износостойкостью и сопротивлением коррозии, чем их кристаллические аналоги. Кроме того, было показано «in vitro», что металлические стекла на основе Ti или Zr могут поддерживать адгезию и рост клеток, что позволяет рассматривать их в качестве перспективных материалов для различных типов имплантов.

Целью настоящей работы является изучение принципиальной возможности пластической деформации массивных металлических стекол на основе Ti и Zr методом интенсивной пластической деформации в медной оболочке на наковальнях Бриджмена. Для сравнения исследовались три состава, два из которых были полностью аморфными, а один содержал включения кристаллической фазы в виде скоплений пластинчатой фазы. Сплавы подобного состава отличаются высокой способностью к стеклованию. Предполагается, что они могут быть использованы в качестве крепежных элементов для остеосинтеза, работающих в условиях сложного нагружения.

Для исследований были выбраны массивные металлические стекла (МС) трех составов: Ti<sub>40</sub>Cu<sub>40</sub>Pd<sub>10</sub>Zr<sub>10</sub> (Pd-10), Ti<sub>40</sub>Cu<sub>36</sub>Pd<sub>14</sub>Zr<sub>10</sub> (Pd-14) и Ti<sub>40</sub>Cu<sub>30</sub>Pd<sub>20</sub>Zr<sub>10</sub> (Pd-20). Сплавы были приготовлены из высокочистотых компонентов методом левитации в атмосфере аргона. Массивные аморфные стержни диаметром 2,8 мм отливали в охлаждаемую медную изложницу. Затем стержни разрезали и вставляли в медный диск. Полученные составные образцы деформировали кручением на наковальнях Бриджмена под давлением 6 ГПа до φ=10π оборотов. После деформации образцы имели линзовидную форму с максимальной толщиной около 0,5 мм.

Показано, что деформация в медной оболочке на наковальнях Бриджмена позволяет провести пластическую деформацию образцов из массивных металлических стекол с полностью аморфной структурой без их разрушения и без кристаллизации аморфной фазы, что может быть использовано для формообразования массивных металлических стекол.

## Литература

1. R. O. Ritchie Nature Materials **10**, 817 (2011).
2. M. Calin, A. Gebert, A. C. Ghinea, P. F. Gostin, S. Abdi, C. Mickel, J. Eckert Materials Science and Engineering C **33**, 875 (2013).

# ВЛИЯНИЕ ТОПОЛОГИИ МОРЩИН НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И УПРУГУЮ ДЕФОРМАЦИЮ НАНОЛЕНТ ГРАФЕНА РАЗЛИЧНОЙ ШИРИНЫ

Корзникова Е.А., Дмитриев С.В.

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
Elena.a.korznikova@gmail.com

Графен - моноатомный слой углерода [1], широко известный благодаря своим необычным свойствам, которые существенно зависят от приложенной деформации и топологии его поверхности. Данный материал обладает значительным потенциалом использования в микроэлектронике, оптике и других областях науки и техники. Низкие значения изгибной жесткости приводят к склонности к морщинообразованию при приложении сжимающих напряжений [1]. Было установлено, что плотность энергии на атом в графене уменьшается с ростом длины волны морщины как  $E \sim \lambda^{-2}$  [2]. При достижении определенной длины наноленты возможно самопроизвольное появление самоподобной иерархии морщин, наблюдаемое для объектов различного масштаба от висящих штор до наноразмерного листа графена [3].

В настоящей работе методом молекулярной динамики изучены морщины и ринклоны (переходные области, в пределах которой имеет место удвоение длины волны морщин, рис.1) в упруго деформированных графеновых нанолентах с заземленными краями.

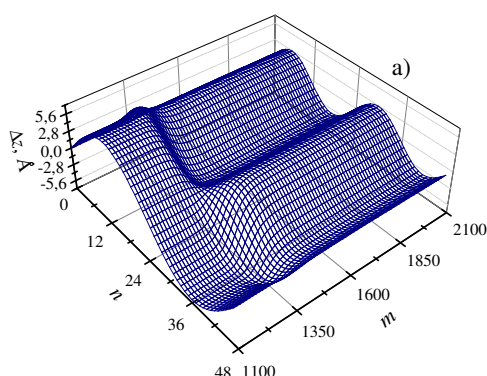


Рис.1. Пример переходной области (ринклона) с удвоением числа волн в наноленте графена

Показано, что с удалением от закрепленного края наноленты повышается энергетическая выгодность увеличения длины волны морщин. Показано, что различные начальные условия приводят к устойчивым конфигурациям ринклонов с различной топологией. В области ринклона обнаружено локальное повышение плотности энергии по сравнению с уровнями энергии морщин, соединяемых ринклоном, что объясняется значительными упругими искажениями решетки в переходной области.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 14-13-00982, гранта РФФИ № 14-02-97029-р поволжье\_а.*

## Литература

1. А.К. Geim, К.С. Novoselov. The rise of graphene // Nature Materials. 2007. V. 6. № 3. P.183-191.
2. Корзникова Е.А. Морщины в упруго деформированных графеновых нанолентах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 1. С. 22-25
3. Н. Vandeparre, М. Pineirua, F. Brau et al. Wrinkling Hierarchy in Constrained Thin Sheets from Suspended Graphene to Curtains // Phys. Rev. Lett. 2011.V. 106. P. 224301.

## НАНОКОМПОЗИТЫ ДЛЯ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЙ IV-VI

Фреик Д.М.<sup>1</sup>, Криськов Ц.А.<sup>2</sup>, Криницкий А.С.<sup>3</sup>, Маткивский О.М.<sup>1</sup>, Мудрый С.И.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Физико-химический институт Прикарпатского национального университета имени Василя Стефаника, Ивано-Франковск, Украина, e-mail: fcss@pu.if.ua

<sup>2</sup>Каменец-Подольский национальный университет имени Ивана Огиенка, г. Каменец-Подольский, Украина, e-mail: fizkaf@ua.fm

<sup>3</sup>Ивано-Франковский национальный технический университет нефти и газа; Ивано-Франковск, Украина, e-mail: oleksandr.krynytsky@gmail.com

<sup>4</sup>Львовский национальный университет имени Ивана Франка, Львов, Украина

Соединения  $A^{IV}B^{VI}$  перспективные полупроводниковые материалы для создания термоэлектрических устройств, работающих в интервале температур от комнатной до 900К. Среди которых выгодно отличается своими свойствами PbTe - низкие значения решеточной теплопроводности ( $\chi_r = 2,09 \cdot 10^{-2} \text{ Вт} \cdot \text{К}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ ) сравнительно высокие подвижности носителей ( $\mu \approx 10^3 \text{ см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$ ) ведет к существенному росту максимального значения термоэлектрической добротности ( $Z_{\max}$ ).

Эффективность термоэлектрических материалов определяется безразмерной величиной, добротностью (ZT):  $ZT = (\alpha^2 \sigma / \chi) T$ , где  $\alpha$ ,  $\sigma$ ,  $\chi$ , T соответственно коэффициент Зеебека, электропроводность, теплопроводность и абсолютная температура. Низкое значение ZT коммерчески доступных термоэлектрических материалов ограничивает применение термоэлектрических устройств. Для того, чтобы они были конкурентоспособными нужно искать материалы со значительно более высокими значениями ZT.

Электрическое сопротивление чистого теллурида свинца зависит от температуры и изменяется как у металлов: увеличивается с повышением температуры. Абсолютные значения коэффициента Зеебека для PbTe показывают тенденцию к увеличению с ростом температуры. Образцы PbTe имеют максимальные значения коэффициента мощности  $S^2 \sigma$  при комнатной температуре ( $16 \text{ мкВт} \cdot \text{см}^{-1} \cdot \text{К}^{-2}$ ), которые уменьшаются с температурой. Значение термоэлектрической добротности (ZT) для PbTe имеет максимум при 723 К,  $ZT = 0,48$ .

Показано, что при легировании теллурида свинца элементами Na и K, при содержании их  $> 0,5$  ат.% Наблюдается образование наноразмерных включений, а максимальное значение термоэлектрической добротности (ZT) для PbTe:Na 1,75 ат.% Составляет 1,6. При легировании Sb и Bi образуются наночастицы, которые способствуют сильному рассеянию на акустических фоновых, что способствует значительному снижению теплопроводности. При легировании PbTe La и I образуются очень мелкие донорные состояния, поэтому каждый атом легирующей примеси добавляет 1 электрон в зону проводимости, в общем значение ZT для данных материалов составляет 1,2. При легировании PbTe европием образуются наночастицы, очевидно улучшает теплопроводность которая колеблется в пределах (1,4-2,4) Вт/м·К [1].

*Работа выполнена в соответствии научных проектов НАН Украины (регистрационный номер 0113U000185), РФФИ МОН Украины (регистрационный номер 0113U003689, и отдела публичной дипломатии НАТО по программе «Наука ради мира» (NUKR, SEPP 984536).*

### Литература

1. Фреик Д.М., Криницкий А.С., Маткивский О.М. Композитные термоэлектрические материалы с нановключениями: современное состояние и перспективы (обзор) // Сенсорная электроника и микросистемной технологии 2013, Т. 10, № 4-С.60-109.

## СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ЧЕРЕЗ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИстую ПРОКЛАДКУ

Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х., Саркеева А.А., Лутфуллин Р.Я.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
alweld@go.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы, обладая уникальными свойствами, представляют значительный интерес для их использования [1]. В первую очередь это относится к критическим технологиям. Например, при изготовлении титановой лопатки вентилятора авиационного двигателя нового поколения одним из основных методов является сварка давлением (СД). С помощью СД соединяют заготовки обшивки с тонким листом наполнителя, имеющего меньший по сравнению с обшивками размер зерен. При этом наметилась тенденция снизить размер зерен в заготовке наполнителя до УМЗ уровня. Тем более, отечественное прокатное производство уже готово выпускать листы из сплава системы Ti-6Al-4V с размером зерен ~ 1 мкм. Кроме того, плоский образец полый лопатки с размером зерен в заготовке наполнителя ~0,2 мкм впервые был изготовлен в ИПСМ РАН при температуре 750°C и продемонстрирован на УМЗНМ – 2008 [2].

Представленная работа содержит результаты исследований микроструктуры и механических свойств сварных соединений образцов титанового сплава ВТ6 через УМЗ прокладку сплава той же системы. СД проводили в вакуумной электропечи ОКБ 8086, используя оснастку, позволяющую получать образцы, размеры которых превышали размер 55x10x10 мм. Это дало возможность провести испытания на ударный изгиб и оценить конструкционную прочность сварного соединения. Линия надреза в образцах была расположена вдоль поверхности соединения.

Результаты испытаний на ударный изгиб показали сильную зависимость величины ударной вязкости от степени деформации в зоне сварного соединения. При увеличении степени деформации с 2 % (деформация при традиционной диффузионной сварке) до 5 % ударная вязкость повысилась почти на порядок.

Отжиг образцов после СД не привел к повышению прочности, несмотря на то, что количество микропор в зоне соединения уменьшилось.

Использование УМЗ прокладки позволяет локализовать деформацию в зоне соединения за счет существенной разницы между значениями напряжения течения материала прокладки и свариваемых заготовок. Таким образом, появляется возможность управления процессом формирования соединения при СД, регламентируя деформацию УМЗ прокладки.

### Литература

1. *Мулюков Р.Р.* Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН // Российские нанотехнологии. – 2007. – Т.2. – № 7-8. – С. 38-53.
2. *Круглов А.А., Руденко О.А.* Сверхпластическая формовка гофровых конструкций из наноструктурного титанового сплава. В кн.: «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы». Тезисы докладов. – Уфа, 2008, с. 194-195.

# ВЛИЯНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
okashin@ispms.tsc.ru

Сплавы на основе никелида титана, обладающие такими уникальными свойствами, как эффекты памяти формы и сверхупругости, имеют также высокое сопротивление изнашиванию [1, 2], что делает привлекательным использование этих сплавов в трибосопряжениях. В последние годы формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в никелиде титана методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволило улучшить его прочностные и некоторые функциональные свойства. В то же время в литературе практически отсутствуют работы, посвящённые изучению влияния УМЗ структуры на триботехнические свойства никелида титана.

В данной работе исследованы закономерности изнашивания никелида титана с крупнозернистой (КЗ) структурой и УМЗ структурой, полученной с помощью интенсивной пластической деформации методом всестороннего *авс*-прессования. В никелиде титана с КЗ структурой средний размер зёрен составлял ~30 мкм. После *авс*-прессования средний размер зёрен составил ~350 нм с небольшой долей наноструктурной фракции. Испытания на изнашивание образцов проводили по схеме “диск-палец” в режиме граничной смазки. Контртело было изготовлено из закаленной стали ШХ 15. Нагрузка при испытаниях составляла 25 Н, скорость скольжения 3 м/с.

При трении никелида титана с КЗ структурой на графике зависимости потери веса образцов от пути трения наблюдаются начальная стадия с высокой скоростью изнашивания (стадия приработки) и стадия с установившейся низкой скоростью изнашивания, характерная для нормального изнашивания. На начальной стадии испытания происходит перенос материала образцов на контртело, и на контртеле происходит образование слоя из перенесенного материала. При переходе к стадии с низкой скоростью изнашивания слой на контртеле практически полностью исчезает. Аналогичные закономерности наблюдали и при испытаниях никелида титана с УМЗ структурой, однако интенсивность изнашивания уменьшилась в 10 раз. Исследования морфологии поверхности трения образцов показали, что как для КЗ, так и для УМЗ материала на в пятне контакта есть области в виде островков, которые занимают около 50 % от площади пятна контакта и имеют более гладкую поверхность по сравнению с остальной поверхностью в пятне контакта. По данным микрорентгеноспектрального анализа в них обнаруживается значительная концентрация железа. По-видимому, образование именно этих островков и определяет снижение интенсивности изнашивания материала на второй стадии. Причины более высокого сопротивления изнашиванию островков пока не ясны. Морфология и химический состав поверхности трения образцов никелида титана с ультрамелкозернистой структурой имеют такие же особенности, как и в случае крупнозернистого никелида титана. Мы предполагаем, что при трении образцов никелида титана с УМЗ структурой формирование износостойких островков на начальной стадии происходит более быстро по сравнению с КЗ образцами. Таким образом, формирование УМЗ структуры повышает износостойкость никелида титана.

*Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы.*

## Литература

1. Коршунов Л.Г., Пушин В.Г., Черненко Н.Л. Влияние фрикционного нагрева на структуру поверхностного слоя и трибологические свойства никелида титана // Физика металлов и материаловедение. 2011. Т. 112. № 3. С. 308.
2. Gao G. D. F., Wang H.M. Effect of TiNi in dry sliding wear of laser melt deposited Ti2Ni/TiNi alloys // Materials characterization. 2008. V. 59. P. 1349.

## СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫЛЕЖИВАНИЯ

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

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

stkr\_imsp@mail.ru

Исследовали влияние времени вылеживания при комнатной температуре длительностью до 3-х лет на структуру и твердость предварительно закаленного и изотермически прокатанного при температуре жидкого азота промышленного алюминиевого сплава Д16. Прокатку проводили до степеней деформации в интервале  $\epsilon \sim 0,2-3,5$ . Твердость сплава по Виккерсу (HV) оценивали при приложенной нагрузке 100 г, время приложения нагрузки составляло 15 секунд. Структуру анализировали стандартными методами оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии.

Было обнаружено, что при увеличении степени деформации при прокатке твердость сплава возрастает со 125 до 180 HV. При последующем вылеживании характер изменения твердости сплава был одинаковым, как в недеформированном, так и в прокатанных до различных степеней деформации состояниях. А именно, сначала твердость монотонно увеличивалась на 25-40 HV и достигала максимальных значений после 100-200 часов естественного старения. Затем в течение  $\sim 7000$  часов она практически не изменялась, сохраняясь на высоком уровне. Так, твердость сплава без прокатки была  $\sim 150$  HV, а после прокатки с  $\epsilon \sim 3,5$  - даже превышала 210 HV. При больших выдержках во всех состояниях также отмечалась одинаковая тенденция к изменению твердости, выражающаяся в ее деградации. К 20000 часов твердость сплава во всех прокатанных состояниях падала ниже уровня, зафиксированного в естественно состаренном и недеформированном сплаве.

Обнаруженное поведение криопрокатанного сплава при вылеживании обсуждено с позиций выявленных изменений его (суб)зеренной структуры, а также размера и плотности упрочняющих фаз.

# ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1421 ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Землякова Н.В.<sup>1</sup>, Ламзин Д.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем машиностроения ИЦ Российской академии наук. Нижний Новгород,

<sup>2</sup>НИИ механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,

Нижний Новгород

serti222@ya.ru, lamzin.dmitry@yandex.ru

Методами дифференциально-сканирующей калориметрии, металлографии и микротвердости изучали влияние высокоскоростного деформирования на изменение фазовых превращений в ультрамелкозернистом и крупнозернистом алюминиевом сплаве 1421. Показано, что при динамическом сжатии ультрамелкозернистого сплава выделяется около 1 Дж/г, что в 4 раза меньше, чем в крупнозернистом состоянии. Импульсно - волновое воздействие активизирует в сплаве процессы возврата, рекристаллизации и фазовые превращения.

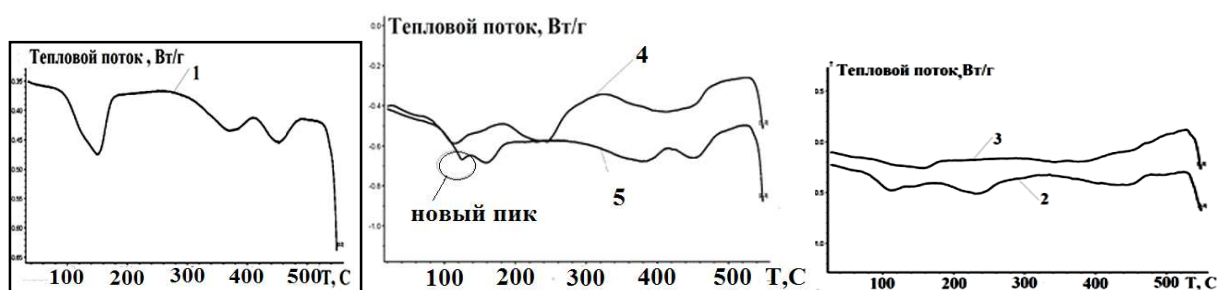


Рис. 1. Зависимость теплового потока от температуры нагрева для УМЗ сплава 1421 в исходном состоянии (кривая 1), после закалки - (кривая 4) и после сжатия (кривая 5), для крупнозернистого сплава исходного образца (кривая 2) и после скоростного деформирования (кривая 3).

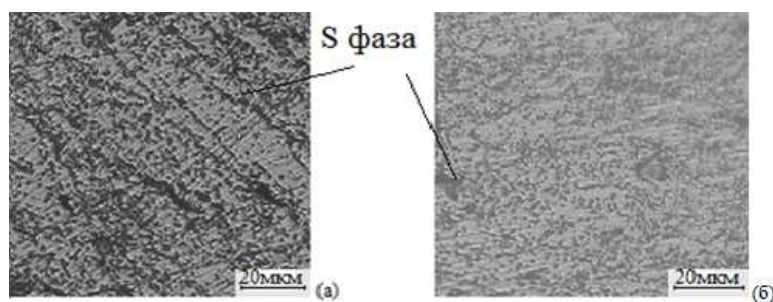


Фото 1. Макроструктура УМЗ сплава 1421 до (а) и после (б) испытаний по Кольскому.

После ИВДС сохранились температурные участки выделяемых при распаде фаз. Изменения произошли в уменьшении выделяемой энтальпии при фазовых превращениях и форме ДСК кривых. В УМЗ сплаве на ДСК кривой 5 (рис.1) при температуре 120°C образовался дополнительный пик, энтальпия которого составила 1 Дж/г. Причина этого в повышении диффузии атомов лития и магния и выделении их на границах зерен. Для образцов КЗ сплава после ИВДС на ДСК кривой произошло значительное уменьшение энтальпии более чем на 4 Дж/г на участке нагрева 90 - 190°C. Подобные изменения можно объяснить выделением из твердого раствора одной, а не двух фаз, как представлено в таблице 1. Этой фазой является  $AlLi$ , что подтверждает повышение микротвердости от 1700 до 1900 МПа.

## ФОРМИРОВАНИЕ КВАЗИБИМЕТАЛЛА В Fe-Ni СПЛАВАХ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ АЗОТИРОВАНИИ И ИНТЕНСИВНОЙ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шабашов В.А.<sup>1</sup>, Литвинов А.В.<sup>1</sup>, Борисов С.В.<sup>2</sup>, Катаева Н.В.<sup>1</sup>, Афанасьев С.В.<sup>1</sup>, Титова С.Г.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург  
litvinov@imp.uran.ru

<sup>2</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург

<sup>3</sup>Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург

В работе реализована схема наноструктурирования азотированной поверхности Fe-Ni-Cr(Ti) сплавов с использованием мегапластической деформации. Установлены закономерности деформационно-индуцированного растворения сформированных при облучении ионами азота фаз с последующим образованием вторичных нитридов, препятствующих росту нанозерен матрицы. В качестве метода мегапластической деформации использовали сдвиг под давлением во вращающихся наковальнях Бриджмэна. При дополнительном легировании хромом и титаном, по сравнению с бинарными сплавами Fe-Ni<sub>32...38</sub>, наблюдается выделение нитридов хрома и титана, которые распределяются в поверхностных областях, при этом внутренняя, не азотированная, часть матрицы сохраняется в парамагнитном состоянии.

Деформация сдвигом под давлением (СД) азотированного сплава Fe-Ni-Cr приводит к растворению первичных нитридов во фрагментированной матрице с повышением однородности образца по составу. Отжиг при 800 К в течение 4 ч вызывает повторное формирование нитридов хрома. Частицы нитридов равномерно распределены в наноструктурированной матрице, близкой по составу к FeNi<sub>36</sub>.

В предварительно азотированном сплаве FeNi<sub>36</sub>Ti<sub>4</sub> деформация СД сопровождается растворением  $\gamma$ -фазы (Ni<sub>3</sub>Ti), сохранившейся во внутренней части образца, что проявляется в переходе этой части образца в ферромагнитное состояние. Отжиг образца не приводит к интерметаллидному старению, и это может быть однозначно объяснено тем, что во внутренней части структуры не происходит интерметаллидного старения, а формируются нитриды титана.

Предложенная деформационная обработка позволяет получать на поверхности стали упрочненную дисперсными нитридами градиентную по составу наноструктуру с изменяющимся составом и магнитным состоянием матрицы. Можно предположить, что для сплавов с зависимыми от состава физическими свойствами, такими, например, как инвары, это позволит регулировать магнитные и инварные свойства на глубину, существенно превосходящую поверхность ионно-плазменного азотирования. Деформация сдвигом под давлением в определенных отношениях моделирует условия практически значимых интенсивных деформационных воздействий, таких, как фрикционное или ударное воздействия на поверхности металлов и сплавов [1]. В связи с этим, в данной схеме создания градиентной структуры могут быть использованы фрикционное и ударное воздействия.

*Работа поддержана грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а) и УрО РАН (№ 12-У-2-1020).*

### Литература

1. Шабашов В.А., Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Литвинов А.В., Заматовский А.Е. Мёссбауэровский анализ растворения нитридов и карбидов в аустенитных высокомарганцевых сталях при фрикционном воздействии // Известия РАН. Серия физическая. 2013. Т. 77. № 6. С. 782-787.



# ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛЯРИЗАЦИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ОБОЛОЧЕК НА ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛЬНО ЛОКАЛИЗОВАННЫХ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ГРАФАНЕ: ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕОРИИ ФУНКЦИОНАЛА ПЛОТНОСТИ

Лобзенко И.П.

Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону.  
ivanlobzenko@gmail.com

В работе [1] впервые проведено исследование дискретных бризеров с помощью abinitio расчётов на основе теории функционала плотности. Такого рода расчёты позволяют в явном виде учесть влияние поляризации электронных оболочек атомов в процессе бризерных колебаний.

Объектом исследования данной работы является графан (полностью гидрогенизированный графен). Изучаются сильно локализованные квазипериодические колебания в графене, полученные выведением из положения равновесия одного из атомов водорода (центральный атом бризера) в направлении перпендикулярном углеродной плоскости. Детальный анализ распределения электронной плотности (см. Рис.1) выявляет высокую степень локализации дискретных бризеров: возбуждение очень слабо передаётся атомам, расположенным вдали от их центра, что приводит к малым отклонениям периферийных частиц из своих положений равновесия.

Получена зависимость частоты щелевых бризеров от амплитуды (см Рис.2), которая свидетельствует о мягком типе нелинейности в графене (частота бризеров убывает с ростом их амплитуды).

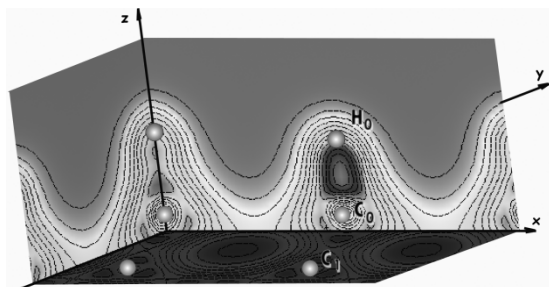


Рис.1. Распределение электронной плотности при максимальном сближении атомов водорода ( $H_0$ ) и углерода ( $C_0$ )

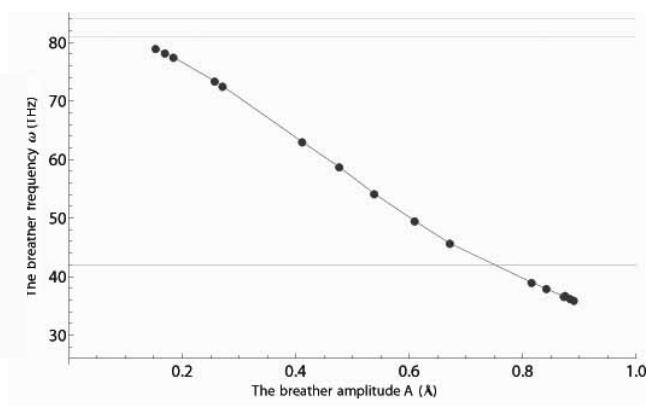


Рис.2. Зависимость частоты щелевого бризера от амплитуды колебаний центрального атома водорода ( $H_0$ )

## Литература

1. G.M. Chechin, S.V. Dmitriev, I.P. Lobzenko, D.S. Ryabov. Properties of discrete breathers in graphane from ab initio simulations // Physical Review B, 2014 (to be published)

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА CuFe ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИПД КРУЧЕНИЕМ

Лукьянов А.В.<sup>1,3</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>, Филатов А.Ю.<sup>4</sup>, Левин. Э.Е.<sup>4</sup>,  
Валиев Р.З.<sup>1</sup>, Антипов Е.В.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup> Институт физики молекул и кристаллов РАН, Уфа

<sup>3</sup> Институт нефтегазовых технологий и новых материалов РБ, Уфа

<sup>4</sup> Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

alexlukjanov@yandex.ru

Объектом исследования в настоящей работе являются сплавы системы Cu-Fe. Интерес к этим сплавам продиктован их возможным применением в качестве анодов при производстве алюминия [1]. Возможным методом улучшения свойств этих сплавов как материала анодов является формирование в них наноструктурных состояний (НС). Известно, что наиболее эффективным методом изменения формирования наноструктурных состояний является интенсивная пластическая деформация (ИПД) [2].

В настоящей работе литой сплав Cu-36%Fe, имеющий дендритную структуру с длиной дендритов  $\alpha$ -Fe до 1000 мкм, был подвергнут интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) 20 оборотов при  $T=400^\circ\text{C}$ . В результате происходит измельчение дендритов  $\alpha$ -Fe и формирование микроструктуры с включениями Fe размером до 200 нм, однородно распределенными в медной матрице.

Последующий отжиг при температуре  $700^\circ\text{C}$  (температуре электролиза Al) в течение 1 часа приводит к некоторому укрупнению частиц фазы  $\alpha$ -Fe по сравнению с состоянием после ИПДК, однако дендритная структура, характерная для литого сплава, не восстанавливается, а остается дисперсной с размером частиц фазы  $\alpha$ -Fe менее 20 мкм.

Микротвердости сплава с исходных 1800 МПа в результате ИПДК увеличивается до 4000 МПа. Последующий отжиг при  $T=700^\circ\text{C}$  привел к снижению микротвердости до 2700 МПа, однако, это значение в 1,5 раза выше, чем в исходном литом состоянии.

Таким образом, ИПД и последующий отжиг позволил измельчить дендритную структуру  $\alpha$ -Fe и сформировать более гомогенное состояние.

### Литература

1. E.V.Antipov, A.G.Borzenko, V.M.Denisov, A.Yu.Filatov at al. Electrochemical behavior of metals and binary alloys in cryolite-alumina melts” Light metals (2006) 403-408.
2. R.Z. Valiev, R.K.Islamgaliev, I.V.Alexandrov. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. Progr. Mater. Sci. 45. PP. 103 – 189.

# РАСЧЕТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С РАЗЛИЧНЫМ РЕЛЬЕФОМ ИСХОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ СОЕДИНЕНИЯ

Лутфуллин Т.Р.,<sup>1</sup> Ахунова А.Х.,<sup>2</sup> Дмитриев С.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
Overclocker.07@mail.ru

Сварка давлением (СД) таких труднообрабатываемых материалов, как титановые сплавы, относится к перспективным технологиям авиационного машиностроения и остро востребована для изготовления узлов и деталей авиационного двигателя нового поколения. Известно, что контроль деформационных процессов обеспечивает возможность разработки технологий СД, позволяющих получать механические свойства твердофазного соединения (ТФС) на уровне свариваемых материалов. Такое требование предъявляется к сварным изделиям ответственного назначения, предназначенных для эксплуатации в условиях постоянного воздействия знакопеременных нагрузок, в частности, к полым лопаткам вентилятора и компрессора авиационного двигателя.

Между тем, физические эксперименты по СД весьма трудоемки и не позволяют достаточно надежно оценивать распределение степени пластической или сверхпластической деформации в зоне ТФС, тогда как качество неразъемного соединения напрямую зависит от величины деформации.

В работе представлены результаты компьютерного моделирования процесса твердофазного соединения в двумерной постановке при сварке давлением образцов титанового сплава ВТ6 с использованием пакета прикладных программ DEFORM-2D. Рассмотрены следующие варианты соединяемых поверхностей: 1. Плоская – плоская, 2. Плоская – гофрированная, 3. Гофрированная – гофрированная.

Как показал анализ результатов моделирования (Рис.1); 1-й вариант выглядит самым неблагоприятным для обеспечения качественной твердофазной сварки из-за наличия значительной по протяженности «застойной зоны» в центральной части соединения. 2-вариант представляется перспективным при условии пониженных напряжений течения образца с плоской свариваемой поверхностью. 3-вариант, при условии оптимизации геометрических параметров свариваемой поверхности и регламентирования структуры материала соединяемых образцов, может рассматриваться как один из наилучших с точки зрения возможности локализации деформации в зоне формирования соединения.

Таким образом, методом расчетного моделирования показано, что за счет различной геометрии исходной свариваемой поверхности, можно не только качественно изменять, но и оптимизировать распределение локализованной деформации в зоне сварки с целью достижения качественного ТФС и обеспечения высокой конструкционной прочности сварного изделия.

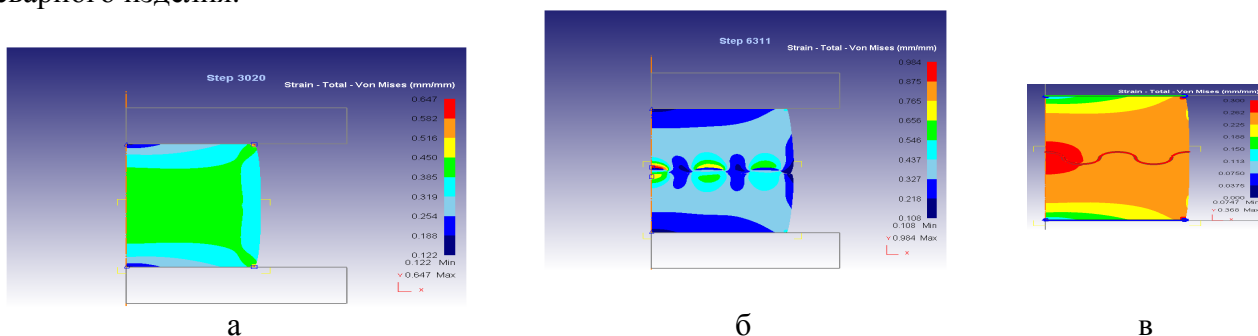


Рис.1. Распределение деформации в зоне ТФС при сварке давлением образцов для вариантов 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Малышева С.П.

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

Двухфазный титановый сплав ВТ6 широко используется в авиастроении из-за превосходной комбинации механических и технологических свойств. Снижение веса и габаритов изделий может быть достигнуто измельчением микроструктуры до субмикроструктурного состояния (СМК) с размером зерен  $d < 1$  мкм. Объемные заготовки с СМК структурой могут быть получены методами интенсивной пластической деформации, в частности, в настоящей работе однородная микроструктура с размером зерен 0,5 мкм была получена в массивных заготовках всесторонней изотермической ковкой.

В работе исследована микроструктура и изучен комплекс механических свойств титанового сплава ВТ6 с СМК структурой. Для сравнения приведены значения механических характеристик обычного термически упрочненного микроструктурного (МК) титанового сплава ВТ6. Установлено, что при комнатной температуре предел прочности и предел усталости СМК материала на 20-33% выше, чем у термоупрочненного сплава. Однако относительное удлинение при растяжении, ударная вязкость и характеристики трещиностойкости заметно снижаются с уменьшением размера зерен.

Таблица.1. Механические свойства титанового сплава ВТ6 в СМК и МК состояниях

Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\psi$ , %	$\delta$ , %	$\sigma_{-1}$ , МПа	Микротвер- дость, МПа	KCU, МДж/м <sup>2</sup>	KCT, МДж/м <sup>2</sup>
СМК (0,5 мкм)	1302	1178	60	8	693	3779	0,37	0,08/0,15
МК (10 мкм) термоупроч- ненное	1050	960	42	18	580	3453	0,45	0,24

По результатам длительных высокотемпературных испытаний установлено, что жаропрочность сплава ВТ6 в УМЗ состоянии при 250°C несколько ниже, чем в МЗ (значение 250 0,2 /100 с соответственно равно 830 и 860 МПа). При температуре деформации 350°C разница в значениях жаропрочности для СМК и МК состояний увеличивается до 50% (250 и 655 МПа соответственно). В то же время испытания на длительную прочность при температуре 300°C за время 100 часов показали, что длительная прочность СМК образцов при этой температуре равна 865 МПа, что оказалась выше, чем в МК - 710 МПа соответственно. Таким образом, верхняя граница эксплуатационных температур, до которой в сплаве ВТ6 реализуется преимущество СМК состояния, составляет примерно 300°C с возможностью кратковременных нагревов до 400°C.

Показано, что из сплава с СМК структурой можно изготавливать компрессорные лопатки авиационного двигателя. Показано, что температура штамповки лопаток существенно снижается при одновременном улучшении их прочностных и усталостных характеристик и сохранении их пластичности и трещиностойкости.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ

Мамцев Д.И.<sup>1</sup>, Мурзакаев А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН,

<sup>2</sup>Уральский федеральный Университет, г. Екатеринбург, Россия  
forden\_06@mail.ru

Необходимость создания керамики на основе нанопорошков оксида иттрия обусловлена высокой стоимостью и сложностью получения монокристаллов  $Y_2O_3$ . Применение нанопорошков позволяет понизить стоимость керамики сложной формы и больших размеров. В керамику можно ввести большую концентрацию активатора, нежели в монокристалл. Это объясняется более равномерным распределением активатора в частицах порошка. Увеличение содержания активатора может повысить выходную энергию генерации лазерного излучения [1]. Керамика хорошей прозрачности должна быть беспористой и иметь совершенные границы кристаллов. Наличие на границах зерен фаз (пор, примесей) с отличными от основной кристаллической фазы оптическими свойствами приводит к отражению и преломлению света, что уменьшает прозрачность керамики. Традиционная технология прозрачной иттрий-оксидной керамики предусматривает обязательное введение уплотняющих добавок  $Hf^{4+}$ ,  $Zr^{4+}$ ,  $Th^{4+}$  (10-20 % мол.) [2]. Знание фазового состава нанопорошков  $Y_2O_3$  позволяет прогнозировать свойства материалов, изготовленных на его основе. Таким образом, актуально проведение фазового анализа отдельных частиц и выявления закономерностей образования фаз в зависимости от их размерных характеристик.

С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов выделенной области и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения определены морфологические и фазовые параметры частиц нанопорошков  $Y_2O_3$ , полученных лазерным испарением. Выявлена тенденция изменения фазового состава наночастиц в зависимости от размера.

Данные нанопорошки преимущественно состоят из мелких кристаллитов (не более 5-7 нм) образующих крупные поликристаллы размером от 100 до 1000 нм. Отдельные частицы размером несколько десятков нанометров имеют цельную структуру, которая может содержать несколько мелких кристаллитов. Большое число границ между кристаллитами в значительной мере сказывается на оптических свойствах материала. Определение фаз агломерированных кристаллитов весьма затрудняется их малыми размерами и множественными наслоениями внутри поликристаллов, что в большинстве случаев не позволяет получить достаточное количество информации для идентификации фазы.

Отжиг при температурах от 930 до 1000 °С позволил структурировать отдельные кристаллиты в более крупные частицы. Характерный масштаб такого объединения составляет около 100-150 нм. Агломераты с меньшим или равным размером несмотря на сложную форму имеют единую кристаллическую решётку, более крупные объединения как правило имеют более сложную структуру и состоят из нескольких крупных кристаллов. Кристаллы в обожжённых образцах имеют кубическую сингонию.

## Литература

1. М. А. Усламина, Е. В. Жариков. Получение прозрачной  $Y_2O_3:Nd^{3+}$ -керамики из ультрадисперсных прекурсоров // *Материалы электронной техники*. № 4. С 24-27. 2008.
2. Е. С. Лукин. Современная высокоплотная оксидная керамика с регулируемой микроструктурой. Ч. I-IV. // *Огнеупоры и техн. керамика*. 1996. № 1. С. 5-14; 1996. № 9. С. 3-6.

## ПРОЦЕСС САМОДИФФУЗИИ В ГЦК КРИСТАЛЛЕ, ВЫЗВАННЫЙ ПРОХОЖДЕНИЕМ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

Маркидонов А.В.<sup>1</sup>, Старостенков М.Д.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке

<sup>2</sup>Алтайский государственный технический университет, Барнаул

markidonov\_artem@mail.ru

Целью данной работы является определение вклада ударных волн в самодиффузию, при температурах, не достаточных для активации вакансионного механизма в идеальном и неидеальном кристалле. Рассматриваемые в работе явления отличает малый размер исследуемых областей, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики.

Рассмотрим расчетный блок, моделирующий идеальную решетку, в котором путем присвоения группе граничных атомов скорости, превышающей скорость звука, генерируется ударная волна. Для исследования влияния волны на самодиффузию произведем расчет коэффициентов. Получаемые в результате данных вычислений значения характеризуют некоторую величину  $\delta D$ , пропорциональную коэффициенту самодиффузии. Так как величина  $\delta D$  характеризует процесс самодиффузии при прохождении ударной волны, то назовем ее коэффициентом динамической самоиффузии. Исследование показало, что прохождение по расчетному блоку ударной волны активизирует процесс самодиффузии, причиной которого являются пары Френкеля, зарождающиеся во фронте волны. Существуют оценки, по которым давление во фронте послекаскадных ударных волн в случае облучения тяжелыми ионами может превышать не только реальный, но и теоретический предел текучести твердых тел. В данном случае возможно течение бездефектного материала с перемешиванием атомов среды и образованием дефектов. Поэтому причина активизации самодиффузии, наблюдаемая в компьютерных экспериментах, вполне реализуема и не противоречит известным фактам.

К росту коэффициента динамической самодиффузии приводит не только повышение стартовой температуры расчетного блока, но также и увеличение скорости волны. При этом существует скоростной интервал, на котором наблюдается аномальное снижение значения коэффициента диффузии. Причина этому следующая. Увеличение скорости волны приводит к образованию уже не одиночных, а множественных межузельных атомов, которые представляют собой краудионные комплексы. Данные образования, как показано в [1], являются более подвижными, чем одиночные межузельные атомы, и, кроме того, радиус спонтанной рекомбинации для таких дефектов гораздо больше. Поэтому после прохождения фронта волны краудионные комплексы рекомбинируют с вакансиями, и если краудионы двигались только вдоль одного атомного ряда, то данные смещения не будут рассматриваться как диффузионный путь. Подобный процесс схож с эффектом корреляции для самодиффузии. Последующее увеличение скорости волн приводит к удалению краудионных комплексов от вакансий, «связь» между ними утрачивается, и рекомбинация не наблюдается. Поэтому коэффициент динамической самодиффузии начинает расти. Отметим, что при высоких скоростях волн рассчитанные значения коэффициента самодиффузии приближаются к показателям самодиффузии в жидком никеле.

### Литература

1. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Потекаев А.И., Медведев Н.Н., Неверова Т.И., Барчук А.А. Поведение краудионов и их комплексов в слабоустойчивом состоянии материалов // Известия ВУЗов. Физика. 2011. №11. С. 61 - 67.

# ОБ ОСОБЕННОСТИ ФОНОННОГО СПЕКТРА КРИСТАЛЛА NaI

Медведев Н.Н.<sup>1</sup>, Старостенков М.Д.<sup>1</sup>, Захаров П.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Алтайский государственный технический университет, Барнаул

<sup>2</sup>Алтайская государственная академия образования, Бийск

nnm42@rambler.ru

В 2009 году в журнале Physical Review была опубликована статья, в которой изложены результаты экспериментального поиска дискретных бризеров спонтанно возбуждающихся в кристалле NaI, находящемся в состоянии термодинамического равновесия при температуре 555 К [1]. Мы уже обращались к этой публикации (см. [2]). Указанная работа снова привлекла наше внимание уже в связи с другой задачей.

При изучении фононного спектра кристалла NaI приведенного в [2] обращает на себя внимание интересная особенность. С увеличением температуры кристалла уменьшаются средние частоты колебаний атомов, т.е. фононный спектр испытывает смещение в сторону меньших частот, см. 1 а). На первый взгляд, должно быть, наоборот, с ростом температуры, частота колебаний атомов должна увеличиваться, как на рис. 1 б), где представлены плотности фононных состояний модельного кристалла Pt<sub>3</sub>Al при различных температурах.

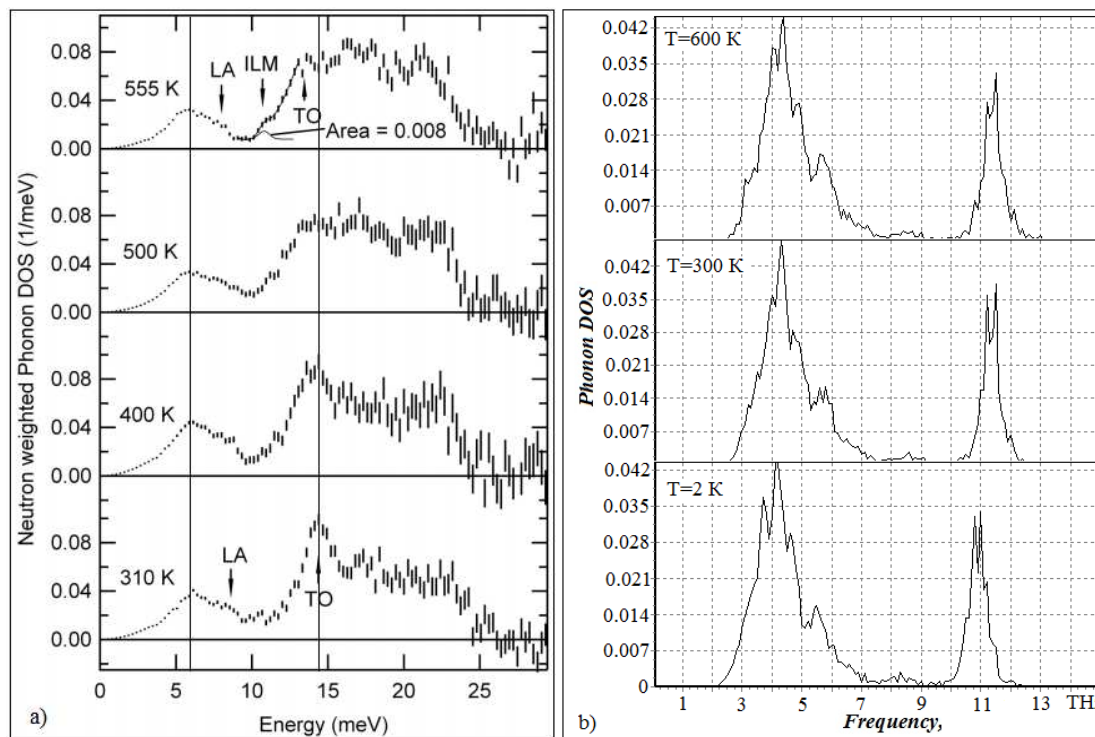


Рис.1. а) сдвиг фононного спектра с ростом температуры кристалла NaI (из работы [1]);  
б) сдвиг фононного спектра модельной решетки Pt<sub>3</sub>Al.

В гармоническом приближении можно легко показать, что это связано с быстрым ростом амплитуды колебаний атомов при увеличении температуры кристалла.

## Литература

1. Manley M.E., Sievers A.J., Lenn J.W., and all Intrinsic Localized Modes Observed in the High Temperature Vibrational Spectrum of NaI // Phys. Rev. B. 2009. V. 79. 134304.
2. Медведев Н.Н., Старостенков М.Д., Потекаев А.И. и др. Слабоустойчивые колебания и эффекты локализации энергии в 3D моделях упорядоченных сплавов стехиометрии A<sub>3</sub>B // Изв. Вузов. Физика. 2014. Т.57. (3) С. 92-100

# ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛИ 08X18H10T ПРИ ПРОКАТКЕ

Мельников Е.В.<sup>1)</sup>, Козлова Т.А.<sup>2)</sup>, Тукеева М.С.<sup>1)</sup>, Майер Г.Г.<sup>1)</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

<sup>2)</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия  
melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), микроиндентирования исследовали влияние прокатки, комбинированной с обратимым легированием водородом, на формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры и фазовый состав метастабильной аустенитной стали 08X18H10T. Наводороживание проводили в растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины при плотностях тока 10-200 мА/см<sup>2</sup> в течение 5 часов. Пластическую деформацию методом плоской прокатки осуществляли с обжатием на 25-90% при комнатной температуре.

Прокатка без наводороживания приводит к формированию УМЗ-состояния в стали 08X18H10T. Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры после  $\epsilon=50\%$  составляет 150 нм (ПЭМ). Деформация приводит не только к фрагментации зерен аустенита, но и к протеканию фазового  $\gamma\text{-}\alpha'$  превращения с образованием в структуре мартенсита деформации, объемная доля которого возрастает с увеличением степени обжатия (рис. 1, кривая  $\blacksquare$ ). Рост внутренних напряжений, фазовое превращение и измельчение зерен приводят к повышению микротвердости стали 08X18H10T от 1,8 ГПа в исходном состоянии до 3,5 ГПа (25%), 4,0 ГПа (50%), 4,3 ГПа (75%) и 4,8 ГПа (90%) после прокатки.

После электролитического насыщения водородом и последующей пластической деформации объем  $\alpha'$ -фазы увеличивается по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания (рис. 1, кривые  $\bullet$ ,  $\blacktriangle$ ,  $\blacktriangledown$ ). После прокатки до  $\epsilon=90\%$  независимо от режима обработки структура состоит преимущественно из  $\alpha'$ -фазы (рис. 1), для меньших степеней обжатия с повышением плотности тока содержание  $\alpha'$ -фазы увеличивается. В структуре стали 08X18H10T появляется  $\epsilon$ -мартенсит, которого не наблюдали в образцах, деформировали без наводороживания. Происходит измельчение исходных аустенитных зерен за счет накопления деформационных дефектов и наведенных деформацией  $\gamma\text{-}\alpha'$  и  $\gamma\text{-}\epsilon$  мартенситных превращений, двойникования. Размер элементов структуры для наводороженных образцов изменяется слабо по сравнению с прокатанными без введения водорода, но носит также УМЗ-характер: при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup> – 175 нм; 100 мА/см<sup>2</sup> – 130 нм; 200 мА/см<sup>2</sup> – 160 нм (ПЭМ). Дополнительное легирование водородом перед прокаткой не изменяет микротвердость образцов принципиальным образом и слабо зависит от режима наводороживания: 4,1 ГПа ( $\epsilon=50\%$ ), 4,4 ГПа ( $\epsilon=75\%$ ), 4,8 ГПа ( $\epsilon=90\%$ ). Таким образом, легирование водородом перед прокаткой позволяет изменять долю магнитной  $\alpha'$ -фазы в структуре стали 08X18H10T при сохранении высокопрочного УМЗ-состояния.

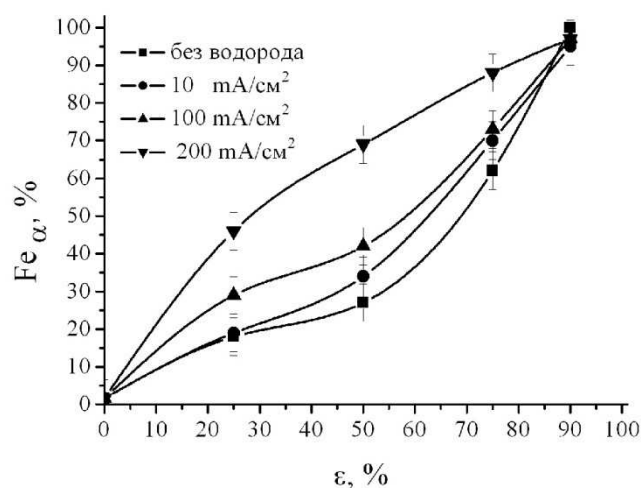


Рис. 1. Содержание  $\alpha'$ -фазы стали 08X18H10T в зависимости от степени обжатия образцов без ( $\blacksquare$ ) и с водородом:  $j=10$  мА/см<sup>2</sup> ( $\bullet$ ),  $j=100$  мА/см<sup>2</sup> ( $\blacktriangle$ ),  $j=200$  мА/см<sup>2</sup> ( $\blacktriangledown$ ).



# ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА

Миндигалиев В.А., Собко С.А.

ФГУП Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики имени академика Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия  
Факс: (351-46) 5-44-78, e-mail: avva@ted.ch70.chel.su

Эффективным способом изменения структуры материала для получения требуемых свойств является применение равноканального углового прессования (РКУП), позволяющего осуществить накопление деформации в заготовках [1]. Процесс РКУП заключается в прессовании заготовки через матрицу, содержащую два пересекающихся канала, имеющих одинаковое поперечное сечение.

Целью работы являлось проведение исследований по отработке технологии РКУП литой медной заготовки и заготовок из медного порошка и сравнение физико-механических свойств этих заготовок. Объектами исследований являлись заготовки  $\square 5\text{Ч}15$  мм, изготовленные из прутка марки М1 ГОСТ 859-2001 и из отпрессованной заготовки (порошок марки ПМС-1 ГОСТ 4960-2009).

Для изучения микроструктуры и физико-механических характеристик материала исследовали следующие маршруты деформирования. Маршрут 1 - заготовку поворачивали между проходами на  $90^\circ$ ; маршрут 2 - заготовку поворачивали между проходами на  $180^\circ$ ; маршрут 3 - заготовку поворачивали между четными проходами на  $180^\circ$ , а между нечетными проходами на  $90^\circ$ .

Математическим моделированием исследовано напряженно-деформированное состояние заготовки  $\square 5\text{Ч}15$  мм и рассчитаны значения требуемых усилий прессования (0,88 т и 0,73 т при  $\varphi=90^\circ$  и  $\varphi=110^\circ$ , соответственно). Для обеспечения более высокой степени деформации рекомендовано уменьшить внешний радиус сопряжения горизонтального и вертикального канала, а также увеличить высоту исходной заготовки при неизменной ширине канала.

В результате проведенных исследований была отработана технология РКУП заготовок. Экспериментально исследовано влияние деформаций осадкой и прокаткой после РКУП на физико-механические свойства полученных образцов. Результаты испытаний показали, что:

- предел прочности образцов вырос относительно исходного состояния в 2 раза;
- на литых образцах наибольшие значения предела прочности  $\sigma_B = 41,7 \text{ кг/мм}^2$  и плотности  $\rho = 8,871 \text{ г/см}^3$  были получены после 4-х проходов по маршруту 1;
- на порошковом образце (2 прохода по маршруту 1) предел прочности составил  $\sigma_B = 38,7 \text{ кг/мм}^2$ , плотность  $\rho = 8,92 \text{ г/см}^3$ .

По результатам металлографического анализа образцов показано, что:

- на литых образцах твердость увеличилась в 2,5 раза, а размер зерна уменьшился в 7,5 раз; на порошковых образцах твердость увеличилась в 2 раза, а размер зерна уменьшился в 3 раза;
- максимальная однородность структуры и измельчение зерна были достигнуты на образце, обработанном по маршруту 1 за 4 прохода. Средний условный размер зерна составил  $\bar{D} \sim 12 \text{ мкм}$  (балл №11), твердость 130 HV5;
- в порошковом образце (2 прохода по маршруту 1) структура неоднородна, размер зерна колеблется в интервале от 8 до 28 мкм. Средний условный размер зерна составил 16 мкм, твердость 125 HV5. Плотность составила 99% относительно теоретической плотности.

Литература

1. Валиев Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. / Р.З. Валиев, И.В. Александров. - М.: Логос, 2000. -272с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ОЦК МЕТАЛЛАХ

Мурзаев Р.Т., Кистанов А.А., Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*  
mur611@mail.ru

В современной физике в различных ее областях активно изучаются нелинейные дискретные системы, в которых допускаются существование совершенно новых локализованных колебательных мод – дискретные бризеры (ДБ). Такие колебательные моды могут наблюдаться исключительно в бездефектных решетках, что и отличает их от колебаний сосредоточенных на дефектах. Одни из первых упоминаний о ДБ встречаются в работах Сиверс и Такено, они показали, что такие локализованные колебательные моды являются точными решениями нелинейных дискретных уравнений.

Существования ДБ обеспечивается ангармонизмом межатомных сил, приводящим к зависимости частоты колебаний атомов от амплитуды. Для мягкого типа нелинейности частота моды уменьшается с ростом амплитуды, а для жесткого – увеличивается. При мягком типе нелинейности частота моды, уменьшаясь с ростом амплитуды, может входить в щель фононного спектра, если таковая имеется, а при жестком типе нелинейности она, увеличиваясь, может оказаться выше фононного спектра. И в том и в другом случае колебательная мода (т.е. ДБ) при нулевой температуре перестает излучать энергию в виде малоамплитудных колебаний и теоретически может существовать вечно. Таким образом, исследования ДБ методом молекулярной динамики настоящее время представляет большой интерес.

Атомное компьютерное моделирование ДБ было проведено методом молекулярной динамики с использованием потенциала для V, Fe и W, которое описывалось методом погруженного атома. В качестве исходной структуры был использован ОЦК монокристалл в плоскости (110). Размеры расчетной ячейки выбирались  $30 \times 15 \times 15$  межатомных плоскостей с общим числом атомов 54000. При этом были использованы периодические граничные условия вдоль всех координатных направлений. В исходной структуре дискретный бризер возбуждался в центре расчетной ячейки вдоль направления (111) плотно упакованных атомов.

Показано, что в трехмерном поликристалле ОЦК металлов существуют дискретные бризеры с жестким типом нелинейности. Приводящим к росту частоты колебания атомов ДБ с ростом амплитуды. Также были исследованы движущиеся ДБ в монокристалле, скорость движущегося ДБ составляет до 1500 м/с, что составляет около 30% скорости звука в исследуемых материалах. При этом ДБ возбуждались с амплитудами колебания атомов от 10 до 20 % от межатомного расстояния, при этом частота колебания атомов была выше 10 ТГц.

# ВЛИЯНИЕ ОБРАТИМОГО ВОДОРОДНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЬФА-СПЛАВАХ ТИТАНА

Мурзинова М.А.

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

Многочисленные исследования взаимодействия водорода с титановыми сплавами показали, что водород, временно введенный в материал, позволяет значительно улучшить его технологические свойства и измельчить микроструктуру, что, в свою очередь, обеспечивает повышение комплекса эксплуатационных свойств изделий [1-5]. В большинстве случаев благоприятные эффекты, возникающие при водородной обработке титановых сплавов, объясняют фазовыми превращениями, которые развиваются в наводороженных сплавах при нагреве и охлаждении, а также в ходе вакуумного отжига, обеспечивающего снижение содержания водорода до безопасного для эксплуатации уровня. Кроме того, добавление водорода приводит к изменению фазового состава  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз титановых сплавов, что оказывает влияние на развитие статических и динамических процессов возврата и рекристаллизации. Данные о влиянии водорода на эти процессы весьма ограничены [6].

В данной работе представлены данные о механических свойствах и параметрах микроструктуры сплавов титана ВТ1-0 и ВТ5-1 с разным содержанием водорода, после деформации в интервале температур  $(0,4-0,5)T_{пл}$ . ( $T_{пл}$  – температура плавления), обеспечивающей формирование ультрамелкозернистой структуры, а также после удаления водорода. Для аттестации микроструктуры использовались методы растровой и просвечивающей электронной микроскопии, в том числе, анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов.

Проанализирована связь между средним размером зерен, сформированных в ходе деформации, и величиной напряжений течения. Показано, что водород оказывает слабое влияние на напряжения течения и микроструктуру  $\alpha$ -сплавов, если в ходе деформации развивается непрерывная рекристаллизация и вызывает снижение напряжений течения и измельчение рекристаллизованных зерен, если динамическая рекристаллизация развивается по прерывистому или смешанному механизмам. Выявленные особенности влияния водорода на формирование структуры при деформации объясняются уменьшением скорости статического роста  $\alpha$ -зерен с увеличением содержания водорода в  $\alpha$ -твердом растворе титановых сплавов.

## Литература

1. *Kerr W.R.* The effect of hydrogen as a temporary alloying element on the microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V // *Metall. Mater. Trans. A*, 1981. A16. P. 1077–1088.
2. *Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М.* Водородная технология титановых сплавов. Под общ. ред. А.А. Ильина. М.: МИСИС (2002) 392 с.
3. *Senkov O.N., Jonas J.J., Froes F.H.* Recent advances in the thermohydrogen processing of titanium alloys // *JOM*, 1996. Vol. 48(7). P. 42–47.
4. *Murzinova M.A., Salishchev G.A., Afonichev D.D.* Formation of Submicrocrystalline Structure in Titanium Alloys by Combination of Thermohydrogen Processing with Hot Working // *Intern. J. Hydrogen Energy*. 2002. Vol. 27, No. 7-8, P. 775–782.
5. *Murzinova M.A., Salishchev G.A.* Effect of decrease of hydride-induced embrittlement in nanocrystalline titanium // *Advanced Engineering Materials*. 2010. Vol.12, No 8, P. 765–768.
6. *Murzinova M.A., Salishchev G.A., Afonichev D.D.* Effect of Hydrogen on Dynamic Recrystallization in  $\alpha$ -Titanium Alloys // *Materials Science Forum*. 2004. Vols. 467–470 P. 1223–1228.

## МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ $\text{Ni}_{2.08}\text{Mn}_{0.96}\text{Ga}_{0.96}$ В УСЛОВИЯХ МАГНИТНОГО ПОЛЯ

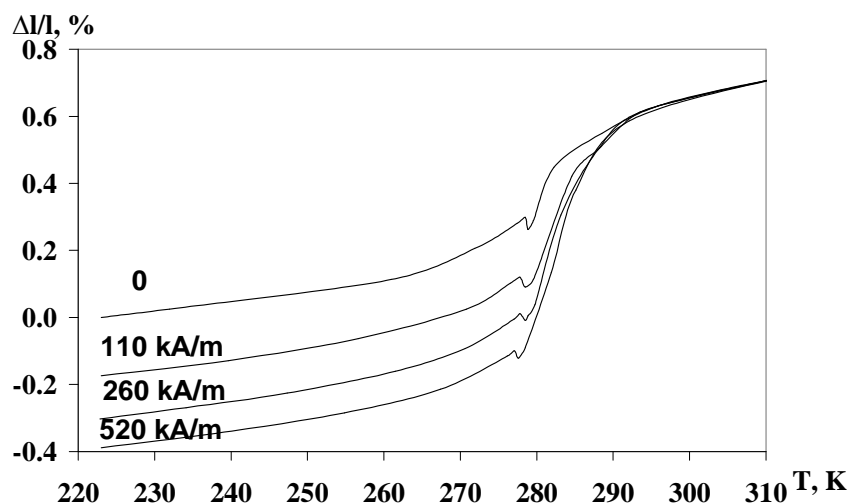
Мусабилов И.И.

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

Система сплавов Ni-Mn-Ga относится к перспективным материалам функционального назначения. Благодаря тому что в этих них мартенситное превращение протекает в ферромагнитном состоянии в сплавах наблюдается ферромагнитный эффект памяти формы. Иными словами существует возможность управления формой и размерами образца сплава с помощью внешнего магнитного поля. Наибольшая величина эффекта наблюдается на монокристаллических образцах сплавов данной системы, в которых обратимая величина магнитодеформации достигает 6% в магнитных полях около 1 Тл. Однако изготовление монокристалла достаточно энергозатратный процесс. Весьма перспективно получение столь значительных величин магнитодеформации на поликристаллических сплавах. Магнитодеформации достаточно близкие к 1% наблюдаются на образцах обладающих текстурой, которая формируется в процессе кристаллизации сплава либо в результате последующей деформационной обработкой.

Для исследования магнитодеформации на сплавах данного семейства был выбран поликристаллический сплав  $\text{Ni}_{2.08}\text{Mn}_{0.96}\text{Ga}_{0.96}$ . Оптические исследования показывают, что в

структуре мартенситной фазы исследуемого сплава наблюдается преимущественная ориентация двойниковых пластин. Большинство пластин ориентируются перпендикулярно длинной оси слитка сплава. Исследование магнитодеформации сплава в области мартенситного превращения проводилось методом записи термического расширения сплава при охлаждении образца в условиях магнитного поля различной напряженности. Отметим, что магнитное поле при измерении прикладывалось таким образом, что линии напряженности поля были параллельны направлению измерения термического расширения и соответственно оси образца. Образец вырезан так, что в структуре мартенситной фазы большинство двойников ориентируются перпендикулярно длинной оси образца. В процессе прямого мартенситного превращения образец испытывает скачкообразное сокращение длины на 0.35%. Такое изменение геометрических размеров образца обусловлено формированием преимущественной ориентации мартенситных пластин в процессе фазового превращения. Далее к образцу в процессе его охлаждения прикладывалось магнитное поле напряженностью 110 кА/м, 260 кА/м и 520 кА/м. Влияние магнитного поля наблюдается только в области мартенситного превращения. Так с увеличением напряженности поля величина скачкообразного сокращения длины образца возрастает и в магнитном поле 520 кА/м она достигает 0.75%. Таким образом, вклад магнитного поля напряженностью 520 кА/м составляет 0.40%.



Для исследования магнитодеформации на сплавах данного семейства был выбран поликристаллический сплав  $\text{Ni}_{2.08}\text{Mn}_{0.96}\text{Ga}_{0.96}$ . Оптические исследования показывают, что в структуре мартенситной фазы исследуемого сплава наблюдается преимущественная ориентация двойниковых пластин. Большинство пластин ориентируются перпендикулярно длинной оси слитка сплава. Исследование магнитодеформации сплава в области мартенситного превращения проводилось методом записи термического расширения сплава при охлаждении образца в условиях магнитного поля различной напряженности. Отметим, что магнитное поле при измерении прикладывалось таким образом, что линии напряженности поля были параллельны направлению измерения термического расширения и соответственно оси образца. Образец вырезан так, что в структуре мартенситной фазы большинство двойников ориентируются перпендикулярно длинной оси образца. В процессе прямого мартенситного превращения образец испытывает скачкообразное сокращение длины на 0.35%. Такое изменение геометрических размеров образца обусловлено формированием преимущественной ориентации мартенситных пластин в процессе фазового превращения. Далее к образцу в процессе его охлаждения прикладывалось магнитное поле напряженностью 110 кА/м, 260 кА/м и 520 кА/м. Влияние магнитного поля наблюдается только в области мартенситного превращения. Так с увеличением напряженности поля величина скачкообразного сокращения длины образца возрастает и в магнитном поле 520 кА/м она достигает 0.75%. Таким образом, вклад магнитного поля напряженностью 520 кА/м составляет 0.40%.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-02-31699-мол а.*

## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

Мухаметдинова О.Э.<sup>1</sup>, Автократова Е.В.<sup>1</sup>, Ситдиков О.Ш.<sup>1</sup>, Маркушев М.В.<sup>1</sup>,  
Мурти С.В.С.<sup>2</sup>, Прасад М.Д.Н.В.<sup>3</sup>, Кашап Б.П.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Космический центр Викрам Сарабхаи, Тривандрум*

<sup>3</sup>*Индийский институт технологии, Бомбей, Мумбаи*  
oksana@imsp.ru

Гомогенизированный слиток сплава 1570С (Al-5Mg-0.18Mn-0.2Sc-0.8Zr-0.01Si-0.01Fe, вес. %), с высокой плотностью нанодисперсных частиц Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) подвергали 3 и 10 проходам равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 325 °С. Затем материал отжигали в течение одного часа в интервале температур 350-520 °С. Микроструктуру анализировали методами оптической металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии.

Обнаружено, что после 3 проходов РКУП исходная структура с равноосными зёрнами со средним размером ~25 мкм трансформировалась в смешанную структуру, состоящую из мантии новых мелких зёрен размером ~1-2 мкм и участков исходных зёрен, содержащих развитую субструктуру. В результате 10 проходов РКУП формировалась однородная ультрамелкозернистая (УМЗ) структура со средним размером зёрна ~ 1 мкм.

Отжиг обоих РКУП состояний сплава во всем исследованном интервале температур обеспечил нормальный рост сформировавшихся при РКУП мелких зёрен. Так отжиг при температуре 520 °С сплава после 3 проходов РКУП привел к увеличению размера мелких зёрен в области мантии до ~5 мкм, а после 10 проходов - до этого же размера во всем объеме материала.

Установлено, что отжиг РКУП сплава приводил к изменению размера и морфологии выделений алюминидов переходных металлов. Так после отжига при температуре 475 °С в сплаве со смешанной структурой обнаружено, что в деформированных участках исходных зёрен дисперсоиды сохраняют когерентность с матрицей и имеют размер меньше, чем в областях мантии мелких зёрен, в которых наблюдались некогерентные компактные частицы сферической формы заметно большего размера. В сплаве же с однородной УМЗ структурой уже после отжига при 450 °С наблюдали большое количество сравнительно крупных некогерентных частиц.

Обсуждены природа и механизмы обнаруженных изменений зеренной структуры и алюминидов переходных металлов в процессе интенсивной пластической деформации и при последующем отжиге.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 13-08-92700а-Инд).*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРИВАЕМОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛИСТОВ ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

**Мухаметрахимов М.Х.**

*ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Россия  
msia@mail.ru*

Рост потребности в новой технике и развитие современного машиностроения связаны с изысканием новых экономически эффективных технологий формообразования деталей сложной конфигурации из традиционно труднообрабатываемых материалов. Одним из перспективных технологических направлений машиностроения является сварка давлением, совмещенная со сверхпластической формовкой (СПФ/СД) [1]. Однако при использовании диффузионной сварки, являющейся разновидностью сварки давлением, не всегда возможно получение гарантированного высокого качества твердофазного соединения (ТФС) на уровне основного материала. Решение задачи получения гарантированного качества ТФС возможно при сварке давлением в условиях как традиционной, так и низкотемпературной сверхпластичности (СП) [2].

Целью работы являлось исследование твердофазной свариваемости промышленного титанового сплава ВТ6 при пониженной температуре. Были взяты листовые заготовки из микрокристаллического (МК) сплава ВТ6 сваркой давлением в температурном интервале проявления низкотемпературной СП для экспериментальной проверки достижимости в полученном соединении уровня прочностных свойств, соответствующих основному материалу.

Эксперименты по соединению листовых заготовок из МК сплава ВТ6 проводили в вакуумной печи при сварочном давлении 5 МПа при температуре 750°C. Для сравнительного анализа был изготовлен такой же сваренный пакет при температуре 900°C. Металлографические исследования показали, что в двухфазном сплаве ВТ6 в процессе формирования твердофазного соединения при пониженной температуре средний размер зерен в целом не изменился, хотя размер зерен незначительно подрос по сравнению с исходным. С повышением температуры сварки от 750 до 900°C в течение 2 часов микроструктура заготовок укрупнилась, и средний размер зерен вырос в соединенных образцах в среднем от 3,0 до 6,0 мкм соответственно. Относительная протяженность пор в зоне ТФС после сварки при температуре 750°C составила 0,12 и с увеличением температуры сварки до 900°C уменьшилась до 0,03.

Исходя из представленных экспериментальных результатов, можно предположить, что основной причиной снижения прочности образцов, соединенных в режиме как традиционной, так и низкотемпературной сверхпластичности, может служить рост зерен в обрабатываемом сплаве.

Таким образом, изучены прочностные свойства твердофазного соединения МК листов из титанового сплава ВТ6, полученного при пониженной температуре, и экспериментально доказана технологическая возможность достижения сдвиговой прочности ТФС близкой к сдвиговой прочности основного материала. Однако для окончательных выводов о качестве ТФС требуется проведение дополнительных испытаний на усталость.

## Литература:

1. R.Ya. Lutfullin, A.A. Kruglov, R.V. Safiullin, M.Kh. Mukhametrahimov, O.A. Rudenko. Processing properties of nano- and submicro-crystalline Ti-6Al-4V titanium alloy // Materials Science and Engineering A. 2009. V. 503. P. 52-54.
2. Р. Я. Лутфуллин, М. Х. Мухаметрахимов. Влияние исходной структуры на механические свойства соединенных в сверхпластическом состоянии образцов титанового сплава ВТ6 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. №2. С. 11-13.

# ПРОТОТИП ПОРОГОВОГО СЕНСОРА РАДИОАКТИВНОГО И УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЙ НА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОДЛОЖКАХ ИЗ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Гасенкова И.В.<sup>1</sup>, Мухуров Н.И.<sup>1</sup>, Лыньков Л.М.<sup>2</sup>, Вахиох Я.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики НАН Беларуси, Минск

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск  
n.mukhurov@dragon.bas-net.by

Среди вопросов охраны окружающей среды важнейшими являются обнаружение и контроль радиационных и ультрафиолетовых излучений. Возможность одновременного детектирования пороговых уровней ионизирующих и ультрафиолетовых излучений позволяет в одном сенсоре реализовать функции чувствительного элемента с широкими функциональными возможностями.

Простейший вариант конструкции порогового сенсора радиоактивного излучения содержит подложку из полиэфирных смол с внедренными частицами фотолюминесцирующего соединения [1]. Очевидны недостатки такого сенсора: недостаточная чувствительность, узкий рабочий диапазон регистрации ионизирующих излучений, высокая чувствительность к изменению характеристик окружающей среды.

Предложенный нами сенсор (рис. 1) содержит фотоприемник 3, размещенный на одной из поверхностей диэлектрической подложки 1 с периодической системой отверстий 2, заполненных не полностью чувствительным к ионизирующим излучениям частицами люминесцирующего вещества 4. Части отверстий, обращенные к источнику ультрафиолетового излучения 7, заполнены до поверхности чувствительными к ультрафиолетовому излучению частицами люминесцирующего вещества 5. Дополнительно на этой поверхности подложки сформировано тонкопленочное покрытие 6 из того же люминесцирующего вещества [2].

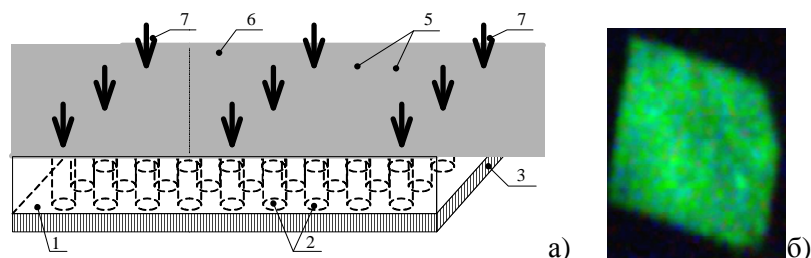


Рис. 1. Прототип порогового сенсора: а) схематическое изображение, б) фотография свечения сенсора под действием ионизирующего и ультрафиолетового излучений.

Преимущества сенсора реализованы за счет размеров частиц сцинтиллятора от единиц до сотен нм, его разного состава и чувствительности к ионизирующим и ультрафиолетовым излучениям в широком диапазоне энергий. Заполнение в верхней (на рис. 1) части отверстий частицами люминесцирующим от ультрафиолета компонентом и формирование на поверхности диэлектрической подложки, противоположной фотоприемнику тонкопленочного покрытия, чувствительного к ультрафиолету, позволяют воспринимать сенсором как рентгеновское, так и ультрафиолетовое излучения. Их наличие фиксируется визуально по изменению окраски поверхности диэлектрической подложки, обращенной к источнику ультрафиолетового излучения.

## Литература

1. Детектирующий радиацию пластик. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: [http://www.nirs.go.jp/ENG/press/06\\_29.pdf](http://www.nirs.go.jp/ENG/press/06_29.pdf), <http://www.membrana.ru/particle/16724>.
2. Лыньков Л.М., Мухуров Н.И., Гасенкова И.В., Вахиох Я.М. Детектор ионизирующих и ультрафиолетовых излучений / Пат. РБ №9551.

## РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНОГО РЕЖИМА ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ

Нагимов М.И.<sup>1</sup>, Мухтаров Ш.Х.<sup>1</sup>, Утяшев Ф.З.<sup>1</sup>, Сухоруков Р.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва*  
n\_marsel@mail.ru

Высокопрочные хромистые стали широко используются в современном авиадвигателестроении для изготовления деталей ответственного назначения.

Деформационную обработку хромистой стали обычно производят при комнатной температуре. Многопереходность этого процесса с большим количеством подготовительных операций требует больших затрат. Использование изотермической деформации может снизить количество переходов за счет повышения пластичности стали. Тем самым уменьшить количество оснастки, необходимой для деформации и подготовительных операций. Так в работе [1] была показана принципиальная возможность изготовления экспериментальных заготовок типа конус методом ротационной вытяжки в квазиизотермических условиях, а из результатов механических испытаний на сжатие в широком диапазоне скоростей и деформаций были определены оптимальные температурно-скоростные режимы ротационной вытяжки стали ЭИ962-Ш, однако этого не достаточно для разработки режимов изотермической деформации.

В данной работе были проведены исследования структуры и механических свойств хромистой стали при растяжении в интервале температур 700-1100°C и скоростей деформации  $10^{-1}$ - $10^{-3}$ с<sup>-1</sup>. По данным зависимостей истинных напряжений течения от степени деформации, пределов текучести и удлинения от температуры деформации, а также образованию окалины на поверхности стали был определен оптимальный температурно-скоростной интервал деформации. В интервале температур 800-1050°C и при скоростях деформации  $10^{-1}$ - $10^{-3}$ с<sup>-1</sup> сталь в состоянии поставки показывает пластичность от 40 до 115 %. Истинные напряжения течения при этом изменялись от 20 до 215 МПа. Было так же проведено исследование микроструктурных изменений до и после деформации на растяжение. Обсуждается влияние структуры на свойства стали. Данное исследование позволило выбрать рациональный режим для изотермической деформации стали.

### Литература

1. Мухтаров Ш.Х., Нагимов М.И., Закирова А.А., Классман П.А., Утяшев Ф.З. // Разработка процесса ротационной вытяжки конических деталей из листового материала. // Журнал Перспективные Материалы. Специальный выпуск (15), М.: Интерконтакт Наука, 2013, С.92-96.



## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Назарова Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М., Павлинич С.П.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
nazarova.ti@mail.ru

В настоящее время одним из перспективных методов, относящимся к аддитивным технологиям (additive manufacturing), является метод послойного лазерного сплавления порошковых материалов. Суть метода заключается в использовании сканирующего лазерного луча для расплавления порошка и послойного выплавления детали заданной формы [1]. Метод дает возможность изготовления крупноразмерных металлических деталей и заготовок, а также деталей особо сложной геометрии, которые традиционными методами обработки получить затруднительно и дорого. Метод послойного лазерного сплавления характеризуется малым временем взаимодействия лазерного луча с порошком и локальным воздействием высокой температуры, что приводит к значительному тепловому градиенту и высоким скоростям охлаждения из жидкого состояния. В результате, возможно формирование неравновесной и/или разнородной структуры по объему материала, что может отражаться на механических свойствах после термической или деформационно-термической обработки. Малоизученным является также влияние стратегии сканирования на микроструктуру и механические свойства материала, в особенности при нагружении в направлении, перпендикулярном укладке слоев.

В настоящей работе исследовали микроструктуру и механические свойства на растяжение двухфазного титанового сплава ВТ6, полученного методом послойного лазерного сплавления. Исходный материал в состоянии поставки представлял собой цилиндрическую заготовку  $\varnothing 11 \times 100$  мм, послойное сплавление осуществлялось параллельно торцовой плоскости цилиндра.

Методами оптической и растровой электронной микроскопии показано, что сплав в исходном состоянии химически однороден и имеет однородную пластинчатую двухфазную ( $\alpha+\beta$ )-структуру. В материале присутствуют в основном мелкие (размером до 3-5 мкм) поры, редко встречаются поры размером до 50-80 мкм.

Механические испытания на растяжение были выполнены после термической обработки, включавшей в себя двухстадийный отжиг в ( $\alpha+\beta$ )-фазовой области. Для этого из отожженного материала были изготовлены плоские образцы с размерами рабочей части  $10 \times 3 \times 1.5$  мм, испытания проводили при  $20^\circ\text{C}$  и  $400^\circ\text{C}$  на воздухе. Испытания показали, что сплав, полученный методом послойного лазерного сплавления, обладает обычными для сплава ВТ6 прочностными свойствами и повышенной (примерно в 2 раза) пластичностью при комнатной температуре:  $\sigma_B=1000$  МПа,  $\sigma_{0.2}=850$  МПа,  $\delta=15\%$  при  $20^\circ\text{C}$  и  $\sigma_B=640$  МПа,  $\sigma_{0.2}=410$  МПа,  $\delta=15\%$  при  $400^\circ\text{C}$ .

После испытаний на растяжение изучали деформационный рельеф на боковой поверхности испытанных образцов. Выполненные наблюдения не обнаружили влияния слоев на развитие пластической деформации. Исследование поверхности изломов растянутых образцов показало, что относительно крупные поры/несплошности, присутствующие в исходном материале, способствовали процессам разрушения. Причина повышенной пластичности сплава, полученного послойным лазерным сплавлением, по всей видимости, заключается в более мелкой структуре и более высокой структурной и химической однородности материала в сравнении с материалом, получаемым с помощью традиционного литья.

### Литература

1. Федотов А.В. Новые технологии порошковой металлургии // Арматуростроение. 2012. №1 (76). С. 52-56.

## МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА Ti-45Al-XFe (АТ. %)

Назарова Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
nazarova.ti@mail.ru

В последние годы интенсивно развивается материаловедение интерметаллидных сплавов, в частности, легких и жаропрочных сплавов на основе фазы  $\gamma(\text{TiAl})$ .  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавы обладают высокой удельной прочностью, жесткостью, сопротивлением ползучести и жаростойкостью при температурах 600-800°C. Удельный модуль упругости этих сплавов выше, чем титановых и никелевых на 50-70%. По удельной прочности  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавы в указанном интервале температур при соответствующем выборе структурно-фазового состояния превосходят все традиционные конструкционные материалы. Использование  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов перспективно, прежде всего, в авиационном двигателестроении. Основным недостатком  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов являются, прежде всего, низкие технологические свойства, такие как пластичность, механическая обрабатываемость, высокотемпературная деформируемость. В последние годы были разработаны новые литейные и деформируемые  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавы (ТНМ-сплавы), которые имеют улучшенные технологические свойства. Тем не менее, дефицит технологических свойств  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов остается главным препятствием, сдерживающим широкое применение этих перспективных материалов. Одной из существенных причин низкой пластичности  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов является присутствие в них в качестве неосновной интерметаллидной фазы – фазы  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ , которая склонна к частичному разупорядочению и чрезвычайно хрупка. Необходимость ее присутствия в  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавах обусловлена формированием в двухфазных ( $\gamma+\alpha_2$ ) сплавах пластинчатой структуры с высокой плотностью когерентных и полукogerентных  $\gamma/\gamma$  и  $\gamma/\alpha_2$  границ, благоприятной для жаропрочности и вязкости разрушения.

В настоящей работе изучали сплавы на основе Ti-45Al-XFe (ат. %) с переменным содержанием железа. Слитки сплавов весом около 30 грамм изготавливали на лабораторной плавильной установке с помощью дуговой плавки в атмосфере аргона. Образцы сплавов подвергали гомогенизационному отжигу, после чего исследовали микроструктуру и фазовый состав сплавов. На основе полученных данных был предложен сплав химического состава Ti-45Al-XFe (ат. %), обеспечивающий в исходном литом состоянии формирование однородной пластинчато-глобулярной микроструктуры с размером зерен/колоний 100-200 мкм. Фазовый состав сплава представлен фазами  $\gamma(\text{TiAl})$ ,  $\tau_2(\text{Al}_2\text{TiFe})$  и  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  в примерном объемном соотношении 75:20:5. С помощью закалочных экспериментов, рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализа для сплава Ti-45Al-XFe была определена последовательность фазовых превращений при кристаллизации и охлаждении слитка.

Для сплава Ti-45Al-XFe, подвергнутого гомогенизационному отжигу, были выполнены механические испытания на сжатие при комнатной и повышенных температурах. Для этого использовали образцы в форме параллелепипеда размером 5×5×8 мм<sup>3</sup>. Сравнение полученных механических свойств со свойствами  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов последнего поколения (ТНМ-сплавов) показало, что сплав Ti-45Al-XFe обладает повышенной пластичностью при сохранении схожих значений прочности как при комнатной, так и при повышенных температурах. Выполненное исследование наводит на мысль о возможности изменения концепции  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов от двухфазных  $\gamma(\text{TiAl})+\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  к трехфазным  $\gamma(\text{TiAl})+\tau_2(\text{Al}_2\text{TiFe})+\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  интерметаллидным сплавам, содержащим минимальное количество хрупкой  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  фазы.

## ОСОБЕННОСТИ ВОЗВРАТА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ОТЖИГЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>2</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Мышляев М.М.<sup>3,4</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск

<sup>3</sup> Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

<sup>4</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

nokhrin@nifti.unn.ru

В докладе представлены результаты экспериментальных и теоретических исследований особенностей возврата механических свойств при низкотемпературных дорекристаллизационных отжигах ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов, полученных с использованием метода равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объектов исследования выступали УМЗ медь М1, а также промышленные магниевые сплавы систем Mg-Al (сплавы МА2-1 и AZ91) и системы Mg-Zn (сплав МА14). РКУП меди осуществлялось при комнатной температуре. Варьирование размера зерна и уровня неравновесности границ зерен в магниевых сплавах осуществлялось за счет варьирования температуры РКУП от 150 до 380 °С. Число циклов РКУП было не менее N=4. В качестве образцов сравнения использовались эти же материалы в крупнозернистом состоянии после горячей экструзии.

Температура начала рекристаллизации (начала миграции границ зерен) определялась на основании анализа результатов электронной и атомно-силовой микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии, а также измерений твердости. Степень распада твердого раствора при РКУП и отжиге магниевых сплавов контролировалась с использованием методики измерения удельного электросопротивления. Для измерения величин предела макроупругости и предела текучести УМЗ металлов использована методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие [1].

Экспериментально установлено, что в отличие от крупнозернистых материалов, в которых зависимость предела макроупругости от времени дорекристаллизационного отжига  $\sigma_0(t_{отж})$  имеет степенной характер, определяемый процессом диффузионного ухода решеточных дислокаций, в УМЗ металлах зависимость  $\sigma_0(t_{отж})$  имеет экспоненциальный характер, при этом показатель степени, характеризующий интенсивность процесса возврата, существенно зависит от размера зерна УМЗ материала, а также режимов РКУП.

Установлено, что в зависимости от размера зерна и начального уровня неравновесности границ зерен возможны различные механизмы процессов возврата при дорекристаллизационном отжиге УМЗ металла, интенсивность которых лимитируется либо процессом делокализации дислокаций ориентационного несоответствия или «уходом» скользящих компонент делокализованных дислокаций.

Показано, что температура начала разупрочнения (ТНР) УМЗ металлов немонотонно зависит от времени вылежки (степени возврата) при комнатной температуре и температуры предварительного дорекристаллизационного отжига. Показано, что немонотонный характер зависимости ТНР от температуры/времени дорекристаллизационного отжига обусловлен одновременным уменьшением плотности дефектов в границах зерен, приводящем к повышению энергии активации зернограницной диффузии, и увеличением подвижности границ зерен вследствие увеличения времени выдержки.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

Литература

1. Нохрин А.В. // Деформация и разрушение материалов, 2012, №11, с. 23-31.

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПРЕДЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>2</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1</sup>, Грязнов М.Ю.<sup>3</sup>, Мышляев М.М.<sup>4,5</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород

<sup>2</sup> Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск

<sup>3</sup> Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород

<sup>4</sup> Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка

<sup>5</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

nokhrin@nifti.unn.ru

Традиционно предполагается, что при сверхпластичности в силу обратной квадратичной зависимости оптимальной скорости деформации от размера зерна, для обеспечения максимальных удлинений необходимо добиться минимально возможного размера зерна.

В первой части доклада представлен обзор известных литературных данных и показано, что в УМЗ материалах, полученных методами интенсивного пластического деформирования, зависимость пластичности до разрушения от размера зерна  $\delta_{\max}(d)$  имеет немонотонный характер с максимумом, соответствующим интервалу размеров зерен  $d_{\text{opt}} \sim 0.5-1$  мкм. Показано, что в настоящий момент отсутствует общепринятое объяснение причин немонотонного характера зависимости  $\delta_{\max}(d)$  в УМЗ материалах.

Во второй части предложена модель, позволяющая определять оптимальный размер зерна для УМЗ материалов, деформируемых в условиях структурной сверхпластичности. В основе модели лежат представления теории неравновесных границ зерен.

Как известно, мелкое зерно в сверхпластичных материалах необходимо для обеспечения интенсивной диффузионной аккомодации зернограничного проскальзывания в стыках зерен. Обеспечение необходимых диффузионных свойств границ зерен осуществляется за счет подбора оптимальной температуры и скорости деформации. При этом предполагается, что диффузионные свойства границ зерен не зависят от размера зерна. Это предположение справедливо в случае равновесных границ зерен. Однако в случае деформации в условиях сверхпластичности под действием потоков решеточных дислокаций попадающих в границы зерен, границы переходят в неравновесное состояние. Уровень неравновесности зависит и от интенсивности бомбардировки границ зерен решеточными дислокациями, и от интенсивности их «ухода» из границ зерен. Интенсивность такого ухода зависит от диффузионного пути и в некоторых случаях – при субмикронных зернах – коэффициент диффузии по неравновесным границам зерен оказывается зависящим от размера зерна. Чем больше размер зерна, тем медленнее покидают границу избыточные дефекты и тем выше коэффициент зернограничной диффузии.

С этой точки зрения оптимальный для осуществления сверхпластической деформации размер зерна может быть вычислен как размер, при котором высокий уровень неравновесности границ зерен сочетается с достаточной интенсивностью аккомодации зернограничного проскальзывания.

Получено выражение, позволяющее оценивать оптимальный для сверхпластичности размер зерна в зависимости от скорости деформации, температуры и термодинамических параметров материала. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными  $\delta_{\max}(d)$  для УМЗ алюминиевым и магниевым сплавам, полученным с использованием методов РКУ-прессования и кручения под квазигидростатическим давлением.

В заключительной части работы проведен анализ влияния температурно-скоростных условий деформирования на величину оптимального размера зерна.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ.*

# СТРУКТУРА И ТЕКСТУРА ЛИТЕЙНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ10 ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ

Нугманов Д.Р., Маркушев М.В.

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

Известно, что при промышленной прокатке листов из магниевых сплавов в плоскости прокатки формируется острая базисная текстура  $\{0001\}$ , что выражается в значительной анизотропии параметров их прочности и пластичности [1]. Считается, что одним из эффективных подходов, обеспечивающих минимизацию такой анизотропии листов за счет формирования небазисных текстур, является введение в состав сплавов редкоземельных металлов (РЗМ), таких как Gd, Nd, Zr и др. [2,3]. Представляло интерес оценить эффект температуры прокатки на структуру и текстуру сплава Mg-РЗМ.

Методами оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследовали структуру и кристаллографическую текстуру изотермически прокатанного в интервале температур 250-450 °С с суммарной эффективной степенью деформации  $e \sim 0,5$  гомогенизированного слитка сплава МЛ10 (Mg-2,5Nd-0,6Zr (% , вес).

Обнаружено, что температура прокатки оказывает значительный эффект на параметры формирующейся структуры и текстуры. Так при прокатке при 250 °С формировалась острая базисная текстура, при 300 °С и выше - небазисная текстура, которая размывалась с ростом температуры деформации.

Структурные исследования показали, что обнаруженная зависимость кристаллографической текстуры от температуры прокатки определяется особенностями формирующейся структуры и действовавшими механизмами деформации. Так при 250 °С основным механизмом деформации сплава являлось двойникование, которое сопровождалось распадом твердого раствора с формированием тонкодисперсных фаз  $\beta''$  (Mg<sub>12</sub>Nd) и  $\beta'$  (Mg<sub>41</sub>Nd<sub>5</sub>) фаз. Не смотря на сохранение основного двойникового характера деформации сплава, при прокатке при 300 °С более активно протекали процессы возврата и старения с формированием высокой плотности компактных частиц  $\beta$  – фазы Mg<sub>3</sub>Nd, эффективно препятствующих развитию двойникования и дислокационного скольжения. С дальнейшим повышением температуры прокатки количество двойников заметно уменьшалось, и деформация все больше локализовалась в приграничных областях и тройных стыках исходных литых зерен, в которых располагались грубые избыточные фазы. В этих областях имела место динамическая рекристаллизация с формированием новых зерен, размер и объемная доля которых возрастали с температурой прокатки.

Обсуждена роль частиц вторых фаз на развитие механизмов деформации и рекристаллизации, а также в формировании текстуры листов.

## Литература

1. *B.L.Mordike, P. Lukac.* Physical Metallurgy. In: Magnesium Technology. Metallurgy, Design Data, Applications, ed by H.E. Friedrich, B.L. Mordike, New York.: Springer, (2007) Chapter 5, P. 667.
2. *Al-Samman T., Li X.* Sheet texture modification in magnesium-based alloys by selective rare earth alloying // Mat. Sci. Eng., V A, 528. P. 3809. (2011).
3. *J.P. Hardorn, K. Hantzsche, S. Yi et al.* Effects of solute and second-phase particles on the texture of Nd-containing Mg alloys // Metal. Mater. Trans., A 43, P. 1363. (2012).

## ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ТИТАНА

Нургалева К.А., Киселева С.К., Абрамова М.М., Караваева М.В.

*ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*  
butterfly2602@mail.ru

Титан ВТ1-00 широко применяется в машиностроении благодаря его высокой прочности при достаточной пластичности и вязкости. ВТ1-00 обладает высоким сопротивлением хрупкому и усталостному разрушению. Одной из важных направлений использования титана ВТ1-00 связано с отраслью создания биологически совместимых материалов. Интерес к ВТ1-00 в качестве изготовления медицинских имплантов объясняется набором его уникальных характеристик - низкой стоимостью, высокой коррозионной стойкостью и биологической совместимостью. Медицинские импланты, помимо перечисленных выше свойств, должны обладать повышенными характеристиками прочности.

На сегодняшний день перспективным направлением получения высокопрочного состояния считается интенсивная пластическая деформация. В результате ИПД в материале формируется наноструктурное состояние, которое обладает уникальными механическими характеристиками. Среди методов ИПД для создания объемных наноструктурных материалов применяется метод равноканального углового прессования.

В связи с этим целью данной работы: изучение влияния РКУП деформации образцов из технически чистого титана ВТ1-00 при температуре  $T=400$  °С на микроструктуру и механические свойства.

Заготовки из исследуемого материала ВТ1-00 в состоянии поставки с диаметром 10 мм и длиной 60 мм подвергали интенсивной пластической деформации методом РКУП. Угол пересечения каналов составил 120°. Деформацию проводили при температуре  $T=400$  °С. Прессование проходило по схеме маршрута  $V_c$ .

В результате РКУП микроструктура титана значительно изменилась по сравнению с исходным состоянием. Если в исходном состоянии четко просматривались границы зерен, то уже после двух проходов РКУП границы исходных зерен пропадают. В микроструктуре отмечаются вытянутые фрагменты. С увеличением количества проходов доля вытянутых фрагментов преимущественно в одном направлении увеличивается. После восьми проходов микроструктура становится очень дисперсной.

Анализ микроструктуры с помощью ПЭМ показал, что после РКУП большинство границ зерен имеют четкий контраст. В некоторых зернах наблюдается неоднородный контраст, что связано с высокой плотностью дислокаций внутри зерен. Присутствуют и зерна без дислокаций. В некоторых местах были обнаружены полосовые участки, в пределах которых расположены фрагменты, ориентированные в одном направлении. Также в микроструктуре наблюдаются участки с ячеистой структурой.

Анализ результатов микротвердости показал, что в результате РКУП микротвердость изменилась. Уже после двух проходов микротвердость выросла на 50HV. При дальнейшем увеличении количества проходов значение микротвердости увеличивается незначительно. По сравнению с микротвердостью исходного образца (290 HV) микротвердость образца после РКУП (8 проходов) выросла на 27% и составила 367 HV.

## НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ПОМОЩИ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ МЕТОДОВ

Нуриахметова Д.И.<sup>1</sup>, Галимов А.К.<sup>1</sup>, Мухаметрахимов М.Х.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа

<sup>2</sup>ФГБУ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

dianurik@yandex.ru

Разработка и внедрение перспективных технологий совмещенной сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ/СД), а также сложность и повышенные требования к качеству изготавливаемых изделий определяет необходимость одновременной разработки эффективной системы обеспечения качества, важным элементом которого является неразрушающий контроль. Один из них – ультразвуковой контроль, который заключается в установлении свойств исследуемого предмета при помощи ультразвука, способного проникать в материальные среды на большую глубину, преломляясь и отражаясь при попадании на границу двух материалов с различной звуковой проницаемостью. Для контроля рассматриваемого вида изделий требуется отработать применение всех основных разделов УЗ контроля: УЗ дефектоскопии, УЗ толщинометрии, УЗ томографии.

Проведенные исследования подтвердили эффективность технологий ультразвукового контроля для контроля сварных соединений и выявления дефектов в них. Теневой и эхоимпульсный методы (метод отраженных колебаний) были применены для неразрушающего контроля дефектов контрольных образцов. В них были обнаружены непровары и внутренние поры, своевременное выявление которых способствует повышению качества сварных соединений.

Перспективность внедрения методов ультразвукового контроля качества изделий, получаемых с помощью рассматриваемых технологий СПФ/СД, определяется следующими его преимуществами:

- высокая точность и скорость исследования, а также его низкая стоимость;
- безопасность для человека (в отличие, к примеру, от рентгеновской дефектоскопии);
- высокая мобильность при использовании портативных ультразвуковых дефектоскопов;
- возможность проведения ультразвукового контроля (в отдельных случаях) на действующем объекте, т. е. на время проведения УЗК не требуется выведения контролируемой детали/объекта из эксплуатации.
- при проведении УЗК исследуемый объект не повреждается.

В то же время при внедрении технологий УЗ контроля необходимо учитывать геометрическую сложность полых многослойных конструкций изготавливаемых методом СПФ/СД, их ответственное назначение и необходимость тщательной подготовки поверхности контролируемой детали. Кроме того существует сложность определения реальных размеров характерных дефектов, трудности ультразвукового контроля деталей с возможными участками крупнозернистой структуры металла из-за большого рассеяния и сильного затухания ультразвука.

Это делает необходимым детальную разработку процедуры УЗ контроля применительно к конкретным видам деталей с учетом специфики технологий изготовления с применением методов СПФ/СД. Перспектива эффективного внедрения разработанных технологий контроля в серийное производство также требует разработку нормативной документации, и документированных процедур в общей схеме сквозного контроля изготавливаемых изделий. Это возможно на основе системного анализа и проектирования сети процессов организационных подсистем обеспечения качества, включая решения задач подготовки персонала, оснащения и функционирования соответствующих аналитических лабораторий.

# ГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД ОБРАБОТКИ ДАННЫХ ЭДС ДЛЯ ФАЗОВОГО АНАЛИЗА МНОГОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Пархимович Н.Ю.<sup>1</sup>, Салихов А.Р.<sup>2</sup>, Имаев М.Ф.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>ООО «БАШНЕФТЬ-СЕРВИС», Уфа

<sup>3</sup>Бакирский государственный университет, Уфа  
pn@imsp.ru, marcel@imsp.ru

Рентгенофазовый анализ связан с такими трудностями, как близкое расположение пиков разных фаз на дифрактограмме, а также слабая интенсивность пиков при малой объемной доли фаз. В этих случаях хорошим дополнением к рентгеновской дифракции служит локальный химический анализ методом ЭДС, т.к. он позволяет изучать химический состав отдельных фаз независимо от их содержания в материале.

Современные детекторы ЭДС позволяют сократить время получения данных до 1-1,5 с на точечный спектр, что способствует накоплению больших объемов данных по химическому составу фаз. Традиционно данные ЭДС анализа анализируют в табличном виде, что не отличается наглядностью и эффективностью, т.к. для обнаружения фаз необходим анализ каждой строки, что очень трудоемко. Для решения данной задачи существует метод автоматической обработки данных с помощью мультивариативного статистического анализа [1], однако в методе используются сложные математические алгоритмы, и он разработан для анализа спектральных изображений шлифа, состоящих из спектров, получаемых последовательным сканированием исследуемого участка шлифа, что отрицательно сказывается на времени съемки и точности данных.

В данной работе представлена методика ускоренной обработки больших объёмов данных ЭДС на примере многофазной высокотемпературной сверхпроводящей керамики на основе фазы  $\text{Bi(Pb)}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+\delta}$  {Bi(Pb)2223}, подвергнутой горячему кручению под квазигидростатическим давлением [2]. Фазовый состав образцов исследовали на микроскопе TESCAN VEGA с приставкой для энергодисперсионного анализа Oxford Instruments X-act.

Предлагаемая методика обладает такими преимуществами как высокая скорость обработки данных из произвольно снятых точечных спектров ЭДС, наглядность, простота применения в существующем программном обеспечении, возможность быстрой идентификации спектров, образованных смесью фаз. Методика также позволяет быстро идентифицировать частицы различных фаз с совпадающими пиками на дифрактограмме, например  $\text{Ca}_2\text{PbO}_4$  и  $(\text{Bi,Pb})_3\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{CuO}_x$  [3]. Это особенно важно в тех случаях, когда область съемки точечного спектра больше размера частицы [4].

## Литература

1. Kotula P.G., Keenan M.R., Michael J.R. Automated analysis of SEM X-ray spectral images: a powerful new microanalysis tool. *Microscopy and Microanalysis*, 2003, v.9, pp.1-17.
2. Имаев М.Ф., Пархимович Н.Ю. Структура и фазовые превращения при горячей деформации высокотемпературного сверхпроводника Bi(Pb)2223: I. Вторичные фазы. / Письма о материалах. 2013. т. 3. №3. С. 188-192.
3. Özkan N., Glowacki B.A. Development of Pb-rich (Bi,Pb)<sub>3</sub>Sr<sub>2</sub>Ca<sub>2</sub>Cu<sub>1</sub>O<sub>x</sub> phase during reformation of lead doped 2223 superconducting phase from melt quenched glass. *Physica C*, 1992, v.194, issues 1-2, pp. 157-162.
4. Grivel J-C, Gladyshevskii RE, Walker E, Flükiger R. Effect of air-annealing on the solubility of Pb in the Bi<sub>2</sub>Sr<sub>2</sub>CaCu<sub>2</sub>O<sub>8+δ</sub> phase. *Physica C*, 1997, vol. 274, issues 1-2, pp. 66-72.



# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ТЕКСТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДЕФОРМИРОВАННОЙ ВТСП КЕРАМИКИ $\text{Bi(Pb)}_{2223}$ В УСЛОВИЯХ КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ

Пархимович Н.Ю.<sup>1</sup>, Имаев М.Ф.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Башкирский государственный университет, Уфа  
pn@imsp.ru, marcel@imsp.ru

ВТСП керамика на основе фазы  $\text{Bi(Pb)}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+d}$  { $\text{Bi(Pb)}_{2223}$ } благодаря высокой температуре сверхпроводящего перехода ( $T_c=105-110\text{K}$ ) перспективна для практического применения [1]. Керамику  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  в настоящее время не удается текстурировать расплавленным методом из-за очень узкой области существования фазы  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  на диаграмме состояния [2]. Для текстурирования  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  перспективен метод горячего кручения под квазигидростатическим давлением [3], с помощью которого была получена острая текстура [4].

Кроме текстуры для повышения токонесущей способности сверхпроводящего материала необходимо создать большое количество центров пиннинга магнитного потока. В керамике  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  очень мало собственных центров пиннинга. Для увеличения их количества используют два подхода: внесение мелких частиц чужеродной фазы, либо контролируемый распад матричной фазы (собственные центры пиннинга). В данной работе используется разновидность второго подхода, заключающаяся в проведении контролируемого распада метастабильной фазы  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  в условиях приложенного квазигидростатического давления.

Исходный материал представляет собой таблетки ( $\varnothing \approx 9$  мм и  $h \approx 0,5$  мм) керамики  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  с острой текстурой ( $F=0,996$ ). Контролируемый распад осуществляли при температурах  $T=925$  и  $935^\circ\text{C}$  в условиях квазигидростатического давления  $P=10$  МПа в течение 15 мин.

Обнаружено, что выдержка под давлением приводит к неоднородности фазового состава по радиусу образцов. При  $T=925^\circ\text{C}$  наблюдается распад фазы  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  на краю образца, в то время как в центральной области распад не происходит, и сохраняется острая текстура ( $F=0,982$ ). При  $T=935^\circ\text{C}$  фаза  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  распадается во всем объеме образца. В работе анализируются реакции распада фазы  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$  в различных областях образцов.

## Литература

1. Parinov I. A. Microstructure and properties of High -Temperature Superconductors. Berlin, Heidenberg. New York: SpringerVerlag, 2007, 583.
2. Majewski P. Materials aspects of the high-temperature superconductors in the system  $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-SrO-CaO-CuO}$ . J. Mater. Res., 2000, v15, n.4, pp.854-870.
3. Imayev M. F. et al. Microstructure, texture and superconducting properties of  $\text{Bi}_{2212}$  ceramics, deformed by torsion under pressure //Physica C: Superconductivity. – 2007. – Т. 467. – №. 1. – С. 14-26.
4. Имаев М.Ф., Пархимович Н.Ю. Структуры и фазовые превращения при горячей деформации высокотемпературного сверхпроводника  $\text{Bi(Pb)}_{2223}$ : I. Вторичные фазы. / Письма о материалах. 2013. т. 3. №3. с. 188-192

# ПОВЕДЕНИЕ ЧАСТИЦ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИКИ $\text{Bi(Pb)}_2\text{2223}$

Пархимович Н.Ю.<sup>1</sup>, Имаев М.Ф.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Бакирский государственный университет, Уфа

pn@imsp.ru, marcel@imsp.ru

Для получения острой текстуры в объемной ВТСП керамике  $\text{Bi(Pb)}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+d}$  { $\text{Bi(Pb)}_2\text{2223}$ } в настоящее время используют деформационные методы. Одним из таких методов является горячее кручение под квазигидростатическим давлением (КГД) [1]. Ранее было установлено, что при температуре деформации  $T_d=865^\circ\text{C}$  и давлении  $P=10$  МПа на скорости кручения  $\omega=1,85\cdot 10^{-4}$  об/мин максимально острая текстура формируется при небольших углах кручения ( $\alpha < 15^\circ$ ), в то время как в интервале температур  $T_d=875-885^\circ\text{C}$  острая текстура формируется на значительно больших углах кручения ( $\alpha \approx 25^\circ$ ) [2]. Целью данной работы было изучение поведения частиц вторичных фаз в условиях деформации КГД и связь их характеристик с базисной текстурой матричной фазы  $\text{Bi(Pb)}_2\text{2223}$ .

Исходные образцы образцы  $\text{Bi(Pb)}_2\text{2223}$  в форме таблеток ( $\varnothing \approx 8$  мм и  $h \approx 1,5$  мм) были получены двухэтапным спеканием с промежуточным перетирированием при  $T=855^\circ\text{C}$ . Длительность спекания на каждом этапе составила  $t=20$  ч. Далее образцы подвергали КГД по следующим режимам:  $T_d=865^\circ\text{C}$ ,  $P=10$  МПа,  $\omega=1,85\cdot 10^{-4}$  об/мин,  $\alpha=5-30^\circ$ ;  $T_d=865^\circ\text{C}$ ,  $P=10$  МПа,  $\omega=5,14\cdot 10^{-5}$  об/мин,  $\alpha=1-10^\circ$ .

В образцах деформированных при  $T_d=865^\circ\text{C}$  и  $\omega=1,85\cdot 10^{-4}$  об/мин максимально острая текстура формируется при  $\alpha=10^\circ$  (степень базисной текстуры  $F=0,996$ ). При низкой скорости деформации ( $\omega=5,14\cdot 10^{-5}$  об/мин) максимально острая текстура ( $F=0,995$ ) формируется при  $\alpha=5^\circ$ . Во всех исследованных образцах средний размер частиц вторичных фаз  $\{(\text{Sr,Ca})_2\text{CuO}_3$  и  $(\text{Sr,Ca})_{14}\text{Cu}_{24}\text{O}_{41}\}$  коррелирует со степенью базисной текстуры: средний размер частиц и степень остроты текстуры возрастают, достигают максимума, а затем уменьшаются. Размытие текстуры при углах кручения больших оптимального, по-видимому, связано с протеканием в матричной фазе динамической рекристаллизации.

В образцах наблюдали прорастание колоний фазы  $\text{Bi(Pb)}_2\text{2223}$  внутрь частиц вторичных фаз с последующим их «перерезанием». Явление перерезания можно объяснить следующим образом. При деформации частицы вторичных фаз являются концентраторами напряжений. Вблизи таких частиц накапливается высокая плотность дислокаций, в результате чего развивается динамическая рекристаллизация матричной фазы. Предположительно, что в процессе деформации дислокации накапливаются также в частицах вторичных фаз, что приводит к возникновению малоугловых границ, которые являются оптимальными путями для прорастания других фаз внутрь частиц.

## Литература

1. Имаев М. Ф. et al. Microstructure, texture and superconducting properties of  $\text{Bi}2212$  ceramics, deformed by torsion under pressure //Physica C: Superconductivity. – 2007. – Т. 467. – №. 1. – С. 14-26.
2. Имаев М.Ф., Пархимович Н.Ю. Структуры и фазовые превращения при горячей деформации высокотемпературного сверхпроводника  $\text{Bi(Pb)}_2\text{2223}$ : I. Вторичные фазы. / Письма о материалах. 2013. т. 3. №3. с. 188-192

# ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖУЩИХ СВОЙСТВ СПЕЧЕННОЙ КОМПОЗИЦИИ TiN – TiB<sub>2</sub>

**Петухов А.С.<sup>1</sup>, Рагуля А.В.<sup>1</sup>, Хобта И.В.<sup>1</sup>, Херманн М.<sup>2</sup>, Рател Я.<sup>2</sup>, Дятлова Я.Г.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, Киев, Украина*

<sup>2</sup>*Fraunhofer IKTS, Dresden, Germany*

<sup>3</sup>*ООО «Вириал» г. Санкт-Петербург, Россия*

*asp@ipms.kiev.ua*

Известно, что керамическая композиция TiN – TiB<sub>2</sub>, спеченная методом электроразрядного спекания (ЭРС), обладает достаточно высокими механическими и абразивными свойствами [1]. В данной работе проведено исследование режущих свойств композиции TiN – TiB<sub>2</sub> с содержанием TiB<sub>2</sub> 60 мас.%, спеченной методом ЭРС (скорость нагрева 100 – 300 °С/мин, температура 1650 – 1800 °С, постоянный ток, время выдержки 5 мин, вакуум). В качестве одного из составляющих исходной шихты в одних композициях использовался коричневый бор («Merck», Германия) со средним размером частиц 330 нм, в других - черный бор («Авиабор», г. Дзержинск, Россия) со средним размером частиц 550 нм. Испытания по резанию проводились по программе-методике, разработанной на основе стандарта ISO 3685-1993 и ГОСТ 26613-85, на пластинах типа SNGN120416. Использовался токарный винторезный станок MAZAK NEXUS 250-2M. Проводилось сравнение с пластинами VCS45, изготовленными из керамической композиции 60%(95/5Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/ZrO<sub>2</sub>) - 40%TiCN (ООО «Вириал»). В качестве обрабатываемого материала использовалась закалённая сталь 107WCR5 (HRC 51). Режимы резания: скорость V = 100 м/мин; глубина резания a<sub>f</sub> = 0,5 мм; подача f = 0,05 мм/об; ширина фаски φ = 0,06 – 0,11 мм; без смазочно-охлаждающей жидкости.

В связи с достаточно низкой скоростью резания в нашем случае преобладают абразивное, адгезионное и усталостное изнашивание. При данных видах износа решающее значение имеют механические свойства материала режущего инструмента.

В результате испытаний установлено, что режущие свойства исследуемой композиции TiN – TiB<sub>2</sub> практически не зависят от температуры спекания в исследованном температурном интервале, а также от скорости нагрева и однозначно зависят от состава, т.е. от вида используемого бора. Наилучшие результаты показали образцы, спеченные при T = 1700 °С, при скорости нагрева v = 300 °С/мин с исходным черным бором (время работы t = 3,95 мин, износ по задней поверхности V<sub>BC</sub> = 0,21 мм), что несколько превосходит результаты VCS45 (ООО «Вириал») (t = 2,92 мин; V<sub>BC</sub> = 0,20 мм). Образцы, спеченные при T = 1650 - 1700 °С, при скорости нагрева v = 100 – 200 °С/мин с исходным черным бором показали более низкие результаты (t = 3,55 - 4,27 мин, V<sub>BC</sub> = 0,22 - 0,25 мм), которые однако сравнимы с результатами VCS45. Самые низкие результаты показали образцы, спеченные при T = 1650 - 1800 °С, при скорости нагрева v = 100 °С/мин с исходным коричневым бором (t = 3,68 - 3,75 мин, V<sub>BC</sub> = 0,45 - 0,70 мм). Более высокие режущие свойства композиций с использованием исходного черного бора по сравнению с композициями с использованием коричневого бора связаны с повышенной реакционной способностью черного бора и, как следствие, с более высокими плотностью и механическими свойствами (твердостью и трещиностойкостью) соответствующих композиций.

Таким образом, композиции TiN – TiB<sub>2</sub> с содержанием TiB<sub>2</sub> 60 мас.% имеют достаточно высокие режущие свойства, причем композиции с использованием исходного черного бора показывают более высокие результаты по сравнению с композициями с использованием коричневого бора.

## Литература

1. *Петухов А.С., Хобта И.В., Рагуля А.В. и др. О реакционном электроразрядном спекании системы TiN-TiB<sub>2</sub>// Порошковая металлургия. – 458, № 11-12. 2007. С. 13-22.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ БОРА И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЦЕССЫ СИНТЕЗА КОМПОЗИЦИИ TiN – TiB<sub>2</sub>

**Петухов А.С.<sup>1</sup>, Рагуля А.В.<sup>1</sup>, Хобта И.В.<sup>1</sup>, Херманн М.<sup>2</sup>, Рател Я.<sup>2</sup>, Тимофеева И.И.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, Киев, Украина

<sup>2</sup>Fraunhofer IKTS, Dresden, Germany

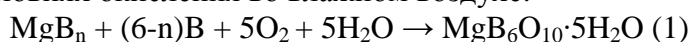
asp@ipms.kiev.ua

Синтез керамических композитов на основе бескислородных тугоплавких соединений методом SPS спекания является в последнее время важным направлением развития научного материаловедения [1].

В работе исследовано влияние структуры и свойств различных видов бора, используемых в качестве исходного составляющего для реакционного SPS спекания, на свойства спеченной композиции TiN – TiB<sub>2</sub> с содержанием TiB<sub>2</sub> 50 мас.%. Использовался коричневый бор («Merck», Германия) со средним размером частиц 330 нм и черный бор («Авиабор», г. Дзержинск, Россия) со средним размером частиц 550 нм.

Шихта готовилась путем размолота в планетарной мельнице. Размолотая смесь подвергалась реакционному SPS спеканию (температура 1700 – 1750 °С) в вакууме.

Порошок коричневого бора имеет более высокое содержание магния и повышенную удельную поверхность по сравнению с порошком черного бора, однако это не приводит к различиям в свойствах размолотых смесей. Рентгенофазовый анализ (РФА) показал в коричневом порошке бора следующие фазы:  $V_{\text{ромб.О.С.}} + V_{\text{тетр.сл.}} + \text{MgB}_6\text{O}_{10} \cdot 5\text{H}_2\text{O}_{\text{о.сл.}}$ . Обнаружены также неидентифицированные рефлексы кристаллической фазы, в том числе очень сильные и сильные. Соединение  $\text{MgB}_6\text{O}_{10} \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ , по всей вероятности, образовалось в результате реакции в условиях окисления во влажном воздухе:



В результате процесса окисления примесь в составе 0,26 мас.% магния может привести к образованию 4,36 об. %  $\text{MgB}_6\text{O}_{10} \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ , что объясняет возможное присутствие очень слабых рефлексов данной фазы на дифрактограмме. Наличие сложного соединения  $\text{MgB}_6\text{O}_{10} \cdot 5\text{H}_2\text{O}$  в исходной порошковой смеси и расположение частиц данного соединения на границах зерен может приводить к понижению плотности образованного TiB<sub>2</sub>.

Рентгенофазовый анализ (РФА) показал в черном порошке бора следующие фазы:  $V_{\text{тетр.О.С.}} + V_{\text{ромб.С.}} + V_{2\text{O}_{3\text{куб.С.}}}$ . При этом бор находится в аморфном состоянии, а  $V_2\text{O}_3$  – в относительно крупнокристаллическом. Аморфное состояние бора может являться причиной повышенной реакционной способности порошка.

Коричневый бор имеет очень неоднородную структуру с крупными (~1 мкм) кристаллическими частицами, размер основной массы частиц до 0,5 мкм, имеют место крупные (~10 мкм) удлиненные ленточные образования. Черный порошок бора имеет достаточно однородную аморфную структуру со средним размером частиц до 200 – 300 нм.

При реакционном SPS спекании размолотой смеси преобладание аморфной фазы, более высокая исходная чистота и более однородная структура черного порошка бора приводит к его повышенной реакционной способности, что выражается в росте скорости усадки в температурном интервале 960 - 1150 °С по сравнению со спеканием композиции с коричневым бором. Использование черного порошка бора приводит к получению более плотных спеченных композитов TiN – TiB<sub>2</sub>, более высокой твердости и, в большинстве случаев, трещиностойкости.

## Литература

1. Roberto Orru, Roberta Licheri, Antonio Mario Locci *a. o.* Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering// Materials Science and Engineering R 63 (2009) 127–287.

# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Пинегина А.А., Абрамова М.М., Александров И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
Vase4e4ek\_totow@mail.ru

Повышение прочностных свойств металлических материалов является одним из перспективных направлений современного материаловедения. В последние годы для этого используется метод интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющий получать ультрамелкозернистые (УМЗ) заготовки с прочностными свойствами, повышенными в 2-3 раза по сравнению с исходным состоянием.

Алюминиевый деформируемый эвтектический сплав АК12Д широко используется в двигателестроении при производстве различных деталей, стойких к воздействию влаги и морской атмосферы. При этом актуальной является проблема повышения его прочностных свойств, на которые могут влиять, в частности, температура пластической деформации и фазовый состав сплава[1].

В настоящей работе исследовалось влияние температуры ИПД кручением на уровень и распределение микротвердости в сплаве АК12Д в закаленном состоянии.

Перед ИПД кручением образцы диаметром 10 мм и высотой 5 мм подвергали закалке с температуры 515 °С. Перед закалкой в воду образцы в исходном состоянии выдержали в печи при температуре 515 °С в течение 1 часа. При этом микротвердость равна 106 Нv, а средний размер зерна 23 мкм.

Закаленные образцы подвергли ИПД кручением на бойках с канавкой глубиной 0,5 мм со скоростью деформации 1 оборот в минуту. Было сделано 5 оборотов под давлением 6 ГПа при температурах Т=20 °С, Т=200 °С и Т=400 °С.

В результате проведенных исследований выяснили, что микротвердость падает, а средний размер зерна увеличивается при повышении температуры ИПД кручением. При Т=20 °С микротвердость составила 244 Нv, а средний размер зерна 0,2 мкм. После повышения температуры до 200 °С микротвердость составила 222 Нv, средний размер зерна увеличился до 0,3 мкм. После дальнейшего повышения температуры до 400 °С значение микротвердости составило 123 Нv, средний размер зерна – 0,7 мкм.

Таким образом, показано, что микротвердость закаленных образцов алюминиевого сплава АК12Д в результате ИПД кручением при температурах вплоть до 200 °С может быть значительно повышена, при этом размер зерна значительно не меняется.

*Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта ФГБОУ ВПО УГАТУ и ОАО «УМПО» «Разработка и промышленное освоение координируемых технологий высокоточного формообразования и поверхностного упрочнения ответственных деталей из Al-сплавов с повышенной конструкционной энергоэффективностью», реализуемого в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.*

## Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М:ИКЦ «Академкнига», 2007, 398 с.

# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 45

Протасова Е.О., Абрамова М.М., Каравеева М.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
protasova.e.o@yandex.ru

Стали широко применяются в качестве конструкционных материалов благодаря их относительной дешевизне и хорошим эксплуатационным свойствам. Развитие методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет добиться уникальных свойств в результате формирования нанокристаллической структуры (НК) в объемных материалах [1-3]. Создание НК материалов является одним из перспективных направлений в области материаловедения из-за их уникальных физико-механических свойств. В работе сталь 45 подвергалась ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) мартенситной структуры, сформированной закалкой в воду с температуры 800°C. РКУП проводили при температуре 350°C по режиму Вс, количество проходов 8, угол пересечения между каналами 120°. После РКУП размер зерна феррита составил 237±18 нм, размер карбидов оказался равным 17±1 нм. После отжига при температуре 350 °С в течение 1 часа размер ферритного зерна стали составил 285±22 нм, размер карбидов 39±2 нм. Микротвердость стали 45 после закалки возросла в 2,6 раза. После РКУП микротвердость уменьшилась в 1,6 раза и составила 430±15 НВ. После отжига при температуре 350°C микротвердость оказалась равной 340±13 НВ. Проведенные механические испытания на одноосное растяжение показали, что после РКУП и после РКУП и отжига появляется зуб текучести, вероятно связанный с образованием атмосфер Коттрелла, затем следует снижение напряжения из-за локализации деформации. Исследование фрактографии показало, что излом стали 45 после ИПД имеет необычную форму (рис. 1, а) с овальной радиальной зоной. После отжига радиальная зона также имеет рубцы (рис. 1, б), однако они располагаются по площади излома равномерно.

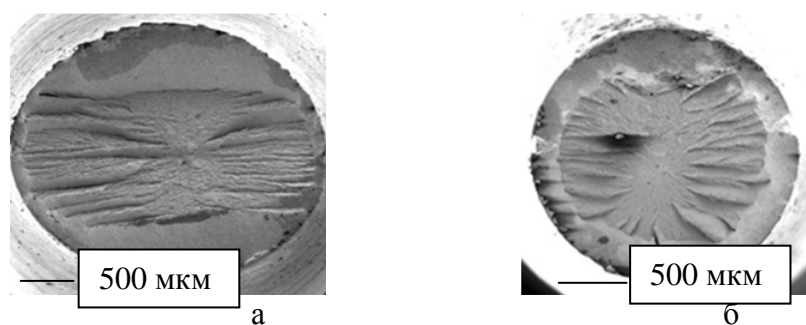


Рис. 1. Общий вид изломов стали 45 после РКУП (а) и после РКУП и отжига (б)

Таким образом, РКУП мартенситной структуры стали 45 формирует НК структуру, повышает уровень микротвердости. Необычный вид изломов после механических испытаний может быть связан с текстурой, формирующейся в процессе деформации.

## Литература:

1. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
2. Добаткин С. В., Арсенкин А. М., Попов М. А. и др. Получение объемных нано- и субмикроструктурных материалов методом интенсивной пластической деформации // МиТОМ. 2005. №5. с. 29-34.
3. Valiev R. Z., Islamgaliev R. Люб Alexandrov I. V. // Progress in Material Science. 2000. V.45, No. 2. P. 102-189.

# ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОГО СМЯТОГО ГРАФЕНА

Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
lesya813rys@gmail.com

Объемные углеродные наноматериалы, такие как смятый графен, образованные действием слабых межатомных сил Ван-дер-Ваальса, являются объектом активного исследования последнее десятилетие. Исключительными являются такие свойства этих материалов, как сверхпроводимость, полевая эмиссия, несмачиваемость поверхности и ультравысокая удельная поверхность в сочетании с высокой электропроводностью. Простой способ синтеза объемного наноматериала, построенного из скомканных чешуек графена, обладающего ультравысокой удельной поверхностью ( $3523 \text{ м}^2/\text{г}$ ) и высокой проводимостью, был предложен в работе [1]. Для материаловедов наибольший интерес представляют механические свойства таких наноструктур, которые открывают широкие перспективы их применения в наномеханических устройствах, сверхпроводниках [1] или в качестве электродов в устройствах преобразования энергии [2]. Исследование влияния вида нагружения на механические свойства различных объемных углеродных материалов было представлено в работе [3].

Хорошо известно, что значительное влияние на свойства материала оказывают дефекты кристаллического строения. Наиболее часто встречающимися дефектами в графене, листы которого являются составными элементами объемных структур, являются вакансии и дефекты Стоуна-Троуэра-Уоллеса, поэтому в качестве продолжения работы [3], интересно исследовать влияние таких дефектов на механические свойства смятого графена, изображение которого представлено на рис. 1 в бездефектном состоянии.

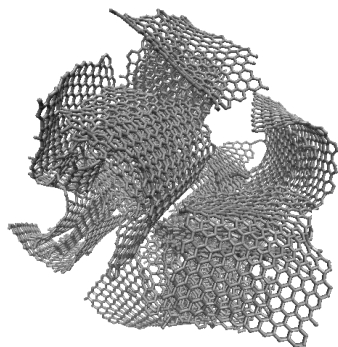


Рис.1. Структура смятого графена, не содержащего дефектов

Данное исследование проводилось методом молекулярной динамики с использованием стандартного пакета программ LAMMPS с адаптированным эмпирическим потенциалом межмолекулярного взаимодействия AIREBO. Расчетная ячейка подвергалась действию деформационно-контролируемого сжатия, после чего исследовались механические свойства материала при температуре 300К.

## Литература

1. L. Zhang, F. Zhang, X. Yang, G. Long, Y. Wu, T. Zhang, K. Leng, Y. Huang, Y. Ma, A. Yu, Y. Chen. Porous 3D graphene-based bulk materials with exceptional high surface area and excellent conductivity for supercapacitors // *Sci. Rep.* 2013. V. 3. P. 1408.
2. P. Simon and Y. Gogotsi. Capacitive energy storage in nanostructured carbon–electrolyte systems // *Acc. Chem. Res.* 2013. V. 46. P. 1094.
3. J. A. Baimova, B. Liu, S. V. Dmitriev and K. Zhou. Mechanical properties and structures of bulk nanomaterials based on carbon nanopolymorphs // *pss(RRL)*. 2014. V. 8. № 4. P. 336.

## КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ СИСТЕМЫ $ZrO_2$ -WC-Fe, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ “СПЕКАНИЕ-КОВКА”

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Григорьев М.В., Кульков С.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики  
прочности и материаловедения СО РАН.  
savnick@ispms.tsc.ru

Заметно повысить твердость при сохранении плотности и прочности керамики на основе диоксида циркония можно, армируя её частицами карбида вольфрама. В соответствии с псевдобинарной диаграммой состояния WC-Fe, температура 1350°C является эвтектической. А значит, предполагаемая жидкая фаза может способствовать эффективному уплотнению композитов  $ZrO_2$ -WC-Fe за относительно короткое время.

Целью работы являлось изучение физико-механических свойств композиционных материалов  $ZrO_2$ -WC-Fe. Для получения композиционных материалов в системе  $ZrO_2$ -WC-Fe был использован метод “спекание – ковка”, для которого характерно эффективное уплотнение образцов керамики за счет эффекта вытеснения пористости из центра образца на периферию свободных граней.

Высокоплотные (>99% от теоретической) композиты  $ZrO_2$ -WC-Fe с высокими значениями вязкости разрушения (>9 МПа $\times$ м<sup>1/2</sup>, рис.1,а), твердости по Виккерсу (>15 ГПа, рис.1,а) и микротвердости (до 20 ГПа) были изготовлены из наноразмерных порошков на основе  $ZrO_2$  и микронных порошков WC и стали Гадфильда посредством спекания под давлением 30 МПа при температуре 1350°C в течение 10 минут.

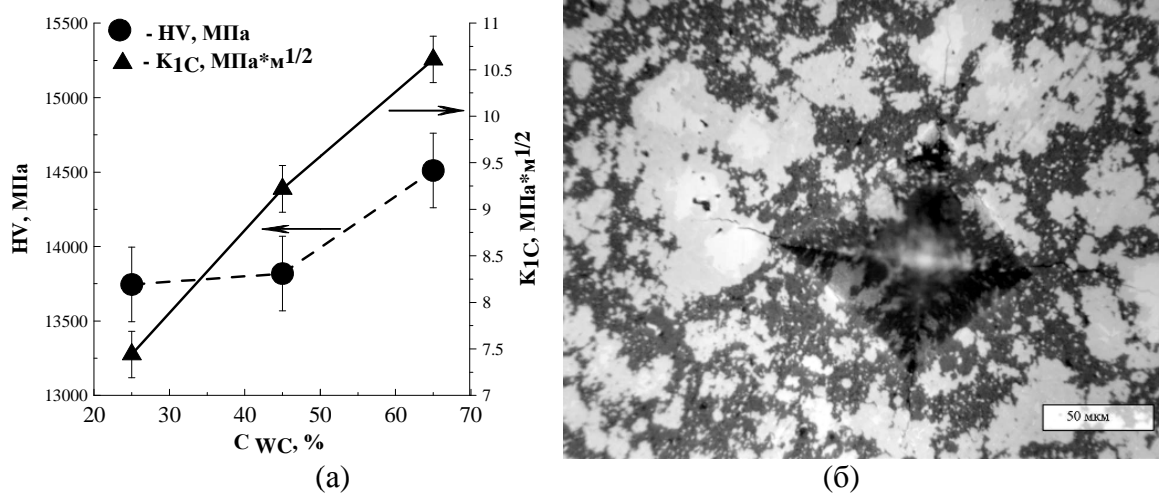


Рис.1. (а) Зависимость значений твердости по Виккерсу (HV) и индентационной трещиностойкости ( $K_{1C}$ ) от содержания карбида вольфрама в композитах  $ZrO_2$ -WC-Fe. (б) Типичное распространение трещины от угла отпечатка пирамидки Виккерса после индентирования полированной поверхности композитов  $ZrO_2$ -WC-Fe.

Формирующаяся при температуре спекания эвтектика в системе WC-Fe позволила сохранить в плотных образцах  $ZrO_2$ -WC-Fe субмикронные зерна ( $\leq 0.2$  мкм) диоксида циркония за счет быстрого по времени жидкофазного спекания. Показано, что сочетание высоких значений твердости по Виккерсу и коэффициента вязкости разрушения в полученных композитах  $ZrO_2$ -WC-Fe достигается благодаря действию механизма упрочнения за счет ветвления и перекрытия трещин в мультифазной структуре, сформированной в композитах при получении, рис.1,б.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 13-03-98068 p\_сибирь\_a).



## МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛИ 10 ПОСЛЕ ПРОЦЕССА РКУП, ПРОВЕДЕННОГО С РАЦИОНАЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТРЕНИЯ

Сагитова Г.Ю., Фахретдинова Э.И., Семенов В.И.

*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*  
sgulsira@rambler.ru

Использование стали в производстве, машиностроении многогранно и разнообразно, так как стали и сплавы обладают определенным комплексом технологических и механических свойств, обеспечивающим длительную и надежную работу материала в условиях эксплуатации.

Низкоуглеродистая сталь 10 обладает невысокой прочностью и высокой пластичностью, что позволяет применять ее для малонагруженных деталей. Для повышения прочности и получения необходимых технологических и потребительских свойств материала применяют различные виды термической обработки и методы интенсивной пластической деформации. Одним из методов ИПД, используемых для получения требуемых характеристик является равноканальное угловое прессование.

Было проведено исследование влияния коэффициента трения на интенсивность деформации с целью определения рационального значения коэффициента трения для выбора смазочного материала при РКУП. Исследование проводилось с использованием математического моделирования в программном комплексе Deform<sup>TM</sup>- 3D, РКУП осуществлялся при температуре 250 °С, с числом циклов  $N = 4$ , углом пересечения каналов — 120° и маршрутом обработки — В<sub>с</sub>. Также было проведено исследование микроструктуры стали 10 в исходном состоянии и после процесса РКУП

Полученные результаты показали, что увеличение коэффициента трения носит негативный характер, так как приводит к большей неравномерности деформаций, что может отрицательно отразиться на формировании внутренней наноструктуры в материале заготовок. Поэтому был выбран коэффициент трения, равный 0.12 и смазочный материал «Росойл-Ангелина» (производитель — ХТЦ УАИ). Физический эксперимент осуществлялся с данным смазочным материалом.

В процессе РКУП происходит некоторое измельчение зерен, выделение и рост колоний перлита. Возникают дополнительные препятствия для движения дислокаций, следовательно, повышается плотность дислокаций. Формируется более развитая ячеистая структура.

Проведенные исследования показали, что РКУП, формируя субмикроструктуру, повышает твердость и прочностные характеристики стали 10 по сравнению с исходным состоянием, однако снижает пластические свойства.

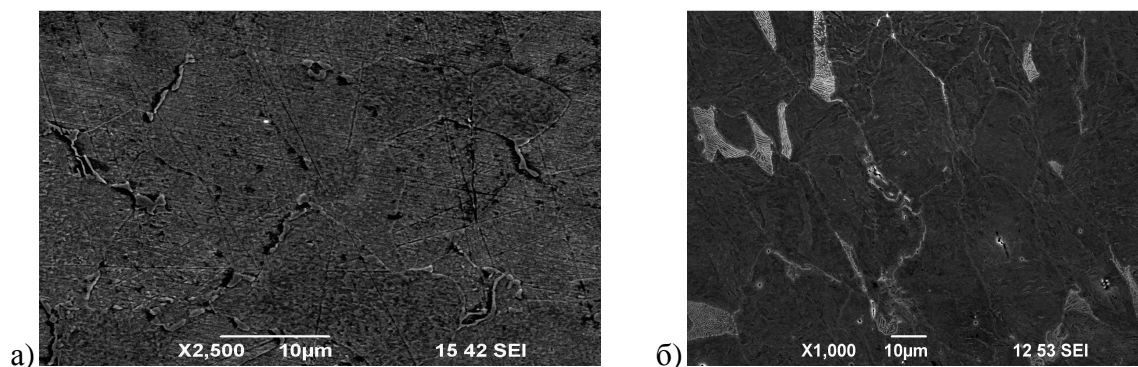


Рисунок 1 – Микроструктура стали 10 на РЭМ: а) исходное состояние, б) после РКУП.

*Работа была выполнена при поддержке проектов РФФИ № 14-08-90436 Укр\_ф\_а, № 14-08-90429 Укр\_а.*

## ТЕМПЕРАТУРА ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В СТАЛИ 12ГБА С РАЗЛИЧНЫМ ТИПОМ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ

Сафаров И.М.<sup>1</sup>, Сергеев С.Н.<sup>1</sup>, Корзников А.В.<sup>1</sup>, Гладковский С.В.<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

<sup>2</sup>*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург*

ilfat@anrb.ru

В современных условиях расширения ареола нефтегазовой добычи до крайних районов севера России низкоуглеродистые стали, традиционно применяемые при прокладке магистральных трубопроводов, уже не удовлетворяют повышенным требованиям национального стандарта Российской Федерации (ГОСТ Р ИСО 3183-2009). В связи с этим весьма остро встала необходимость разработки новых материалов для трубопроводов с более высокими эксплуатационно-технологическими свойствами, в частности, с повышенной трещиностойкостью при отрицательных температурах. Одним из перспективных путей решения этой проблемы является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в промышленных сталях, позволяющее существенно повысить их прочностные свойства [1]. Данное направление интенсивно развивается уже несколько десятилетий, однако вопрос о природе влияния ультрамелкозернистой структуры на ударную вязкость до сих пор остается мало изученным и требует проведения детальных исследований, что и послужило темой данного доклада.

В работе исследовали влияние различных типов УМЗ структуры в низкоуглеродистой стали 12ГБА, сформированных интенсивной деформацией по различным схемам, на температуру вязко-хрупкого перехода.

Было установлено, что варьирование схемы деформации от теплой прокатки до изотермической ковки позволяет сформировать в низкоуглеродистой стали УМЗ структуру различной морфологии. Всесторонняя изотермическая ковка привела к формированию равноосной УМЗ структуры в стали со средним размер зерен и субзерен 0,3 мкм, прокатка – к формированию волокнистой УМЗ структурой со средним поперечным размером вытянутых зерен около 0,5 мкм при длине волокон 10-20 мкм.

Исследовано влияние полученных УМЗ структур различного типа на прочностные свойства и температуру хрупко-вязкого перехода в низкоуглеродистой стали 12ГБА.

Показано, что с уменьшением среднего размера структурного элемента с 10 мкм до 0,3 мкм в стали наблюдается возрастание прочностных свойств до 810-960 МПа, что выше прочности крупнозернистого исходного состояния в 2 и более раза, при достаточно высоком уровне пластичности.

В равноосном состоянии, полученном всесторонней ковкой, анизотропии свойств не наблюдается. В состоянии с волокнистой УМЗ структурой прочность в различных сечениях отличается не более чем на величину погрешности измерений, но наблюдается незначительное отличие в пластичности в пределах 2-3%. При этом величина относительного удлинения до разрыва  $\delta=18\%$  у волокнистого состояния выше, чем в равноосном состоянии.

Показано, что стали с УМЗ структурой имеют более высокую ударную вязкость, чем в исходном крупнозернистом состоянии. Соответственно и температура вязко-хрупкого перехода в них значительно сдвигается в сторону более отрицательных температур.

Установлено, что повышение ударной вязкости и снижение температуры вязко-хрупкого перехода в сталях с УМЗ структурой главным образом обусловлено увеличением работы распространения трещины.

### Литература

1. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.

# ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПУТЕМ ФОРМИРОВАНИЯ СУБМИКРО-МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

Сафин Э.В.<sup>1</sup>, Малышева С.П.<sup>2</sup>, Галеев Р.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

standcert@mail.rb.ru

Практическое применение материалов со средним размером структурных составляющих менее 1 мкм (субмикроструктурной (СМК) структурой) сдерживает ряд недостатков, к которым в первую очередь следует отнести пониженную термостабильность, ударную вязкость, циклическую трещиностойкость, повышенную чувствительность к концентраторам напряжений. В этой связи представляется перспективным применение в качестве конструкционных материалов сплавов с бимодальной субмикро-микроструктурой, в которой наряду с дисперсной смесью  $\alpha$ - и  $\beta$ - фаз с размерами частиц фаз менее 1 мкм имеются пластины  $\alpha$ -фазы размером порядка нескольких мкм. В материалах с такой структурой при повышенных показателях прочности сохраняются приемлемые характеристики пластичности и ударной вязкости.

В работе оценивались механические свойства двухфазного титанового сплава ВТ6 в трех состояниях: первое - СМК (со средним размером зерен (фрагментов) 0,5 мкм); второе - бимодальное (СМК и микроструктура со средним размером зерен 1,5 мкм; третье - микроструктурное (МК) со средним размером зерен  $\alpha$ -фазы 5 мкм).

Состояние	$\sigma_{в}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Микротвердость по Виккерсу HV	KCU, МДж/м <sup>2</sup>	KCT, МДж/м <sup>2</sup>
1	1302	1178	7,4	60,1	377,0	0,37	0,08
2	1112	1089	19,5	55,3	362,0	0,38	0,15
3	1064	950	18,9	42,9	345,3	0,45	0,24

У сплава ВТ6 в состоянии 1 по сравнению с состоянием 3 наблюдается заметный рост характеристик прочности и твердости, при этом прочность сплава почти на 250 МПа выше. Относительное удлинение в состоянии 1 ниже, чем в состоянии 3, но, с другой стороны, относительное сужение материала в состоянии 1 почти в 2 раза больше, чем в состоянии 3. В то же время, ударная вязкость в состоянии 1 существенно ниже, хотя по параметру KCU она остается в пределах требований технических условий к сплаву ВТ6 (KCU более 0,35). Увеличение остроты надреза (KCV) снижает величину ударной вязкости во всех состояниях.

В этой связи, практический интерес может представлять сплав с субмикроструктурной структурой в состоянии 2, микротвердость которого по Виккерсу составляет 362 HV, что несколько ниже, чем в состоянии 1, но существенно выше, чем в состоянии 3. Кроме того, сплав в состоянии 2 обладает заметно большей пластичностью по сравнению с состоянием 1. Значения ударной вязкости сплава с бимодальной субмикроструктурной структурой, полученные на образцах с U-образным концентратором (KCU), чуть выше, чем у СМК образцов, а у образцов с наведенной усталостной трещиной (KCT) значения значительно выше, чем в сплаве с однородной СМК структурой, но ниже, чем в МК состоянии. Причем разница в значениях ударной вязкости между бимодальным и МК состоянием также увеличивается с повышением остроты надреза.

В связи с этим, для изготовления деталей машин, работающих при невысоких эксплуатационных температурах, рациональным будет применение титанового сплава ВТ6 в состоянии с бимодальной субмикроструктурной структурой с дополнительным упрочнением поверхности, например, ионными пучками.

# СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ДВУХ ТИПОВ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук  
d12art@mail.ru

Совмещенный процесс сверхпластической формовки (СПФ), совмещенной со сваркой давлением (СД) позволяет получать сложнопрофильные детали, которые невозможно изготовить другими способами [4-9], такие как многослойные полые конструкции. Особый интерес представляет сравнение результатов СПФ двух типов конструкций при использовании определенного закона подачи давления газа. Значительную помощь в решении данной задачи может оказать конечно-элементное моделирование, позволяющее сэкономить время и ресурсы.

Рассматривались два вида конструкций, исходные, промежуточные и конечные формы которых представлены на рис. 1, а,б, рис. 1 в,г, и рис. 1 д,е, соответственно. Различие состоит в том, что конструкция типа 1 не обладает плоскостью симметрии и в процессе ее формовки оба внешних листа теряют плоскую форму, и лишь в конце формовки одна из обшивок приобретает плоскую форму за счет контакта с жесткой формообразующей матрицей. В конструкции типа 2, обладающей плоскостью симметрии, средний лист сохраняет плоскую форму в ходе всего процесса СПФ.

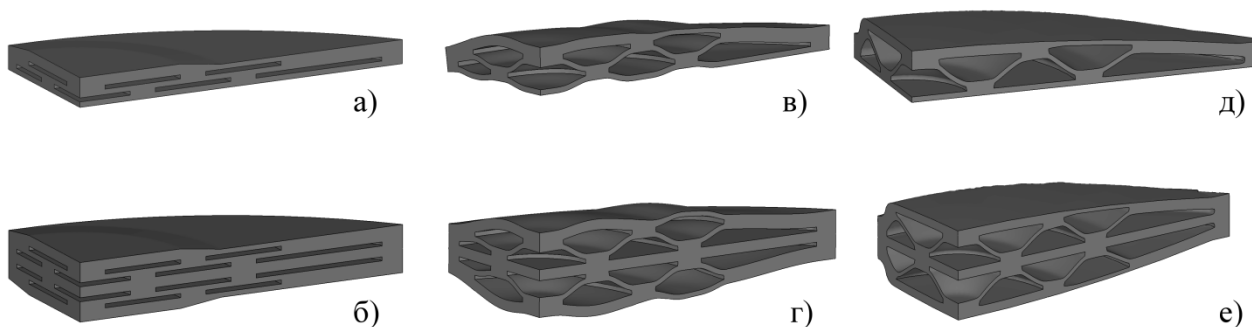


Рис. 1. Начальная (а, б), промежуточная (в, г) и конечная (д,е) формы многослойных полых конструкций типа 1 (а, в, д) и типа 2 (б, г, е).

Таким образом, в конструкции типа 1 различие скоростей деформации в ребрах жесткости проявляется менее заметно, чем для конструкции типа 2. Это также объясняется разницей в процессе формообразования конструкций.

Показано, что для конструкции типа 2 скорости деформации в ребре с отмеченной точкой 3 выше, чем в остальных ребрах, примерно в два раза. Поэтому, при выборе закона подачи давления газа, следует это учитывать, с тем, чтобы избежать разрыва ребра при формовке.

## Литература

1. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Круглов А.А., Сафиуллин Р.В. Моделирование процесса сверхпластической формовки полых конструкций с гофрированным наполнителем из титанового сплава ВТ6. Перспективные материалы, 2011, № 12, С. 42-44.
2. Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В., Сафин Ф.Ф., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В. Оптимизация процесса сверхпластической формовки трехслойных полых конструкций // Перспективные материалы. 2013. № 15. С. 114-118.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПЛОСКИХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЕЕ КАЧЕСТВА

Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В., Хазгалиев Р.Г.

*Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук  
d12art@mail.ru*

Для контроля качества узлов и деталей современных летательных аппаратов на стадии изготовления, и в процессе их эксплуатации [1], используют неразрушающие способы контроля, одним из методов которых является метод цифровой голографической интерферометрии (ЦГИ).

Для эффективного применения метода ЦГИ, необходимо выбрать оптимальный способ нагружения и закрепления исследуемого объекта. В свою очередь, при исследовании различных видов нагружения целесообразно использовать компьютерное моделирование, которое позволяет рассчитать и сопоставить поля перемещений эталонного и дефектного объекта [2].

В работе представлен анализ результатов сравнения экспериментальных и расчетных данных по неразрушающему контролю качества трехслойной полый конструкции методом ЦГИ. Проведенные исследования показали, что ЦГИ позволяет определять такие трудновывяляемые дефекты, как непровары, что является основным преимуществом по сравнению с другими методами неразрушающего контроля (рис. 1).

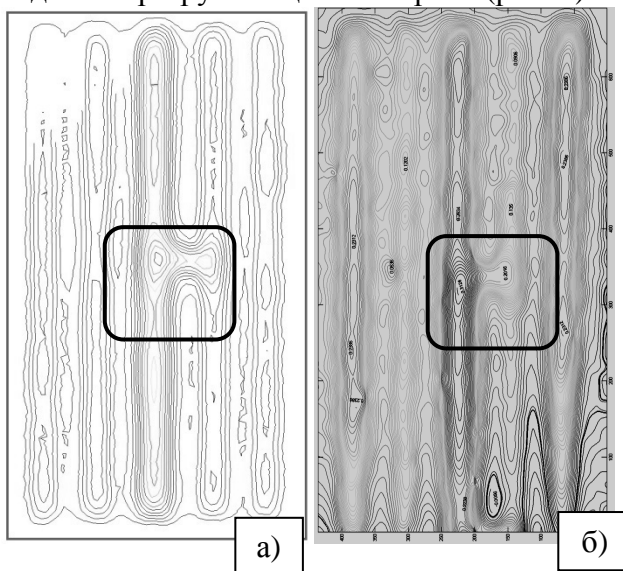


Рис. 1. Нормальная компонента вектора перемещений (мкм) поверхности конструкции с дефектом «непровар», а) результаты моделирования, б) результаты эксперимента.

Использование математического моделирования позволило подобрать наиболее оптимальный способ нагружения, обеспечивающий высокую вероятность выявления дефекта, а также величину внутреннего давления, не выводящего конструкцию за пределы упругой области. С помощью найденных параметров были проведены эксперименты, которые подтвердили результаты моделирования.

## Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р. Расчет полей перемещений трехслойных полых конструкций для неразрушающего контроля качества методом цифровой голографической интерферометрии // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 2. С. 90-94.

## НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ПРОЦЕСС СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

Сафиуллин Р.В., Руденко О.А., Малышева С.П., Мухаметрахимов М.Х.,  
Сафиуллин А.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*  
dr\_rvs@mail.ru

Формирование в металлах и сплавах нанокристаллической и субмикроструктурной структуры позволяет существенно расширить температурно-скоростной интервал сверхпластичности (СП). Это способствует проявлению эффекта низкотемпературной СП. Практическое использование этого эффекта открывает новые перспективы для технологических процессов, основанных на деформации растяжения, таких как сверхпластическая формовка и сварка давлением (СПФ/СД). Известно, что использование титанового сплава с субмикроструктурной структурой (СМК) позволяет снизить температуру сверхпластической деформации в среднем на 200°C по сравнению с СП деформацией материалов с микроструктурной структурой и, кроме того, механические свойства сплава с СМК структурой на 20...30% выше, чем у обычного промышленного сплава. В этой связи попытка реализации эффекта низкотемпературной сверхпластичности в технологии СПФ/СД представляется весьма актуальной и перспективной. Целью данной работы является - изучение возможности разработки низкотемпературной технологии сверхпластической формовки и сварки давлением.

В работе приведены результаты исследований свариваемости в твердом состоянии и формовости в условиях низкотемпературной сверхпластичности экспериментальных листовых заготовок из титанового сплава ВТ6 с субмикроструктурной структурой производства ИПСМ РАН и серийного листового сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой производства ОАО «Корпорации ВСМПО-АВИСМА». На основании проведенных всесторонних исследований предложена опытная технология изготовления полых конструкций в условиях низкотемпературной сверхпластичности. Впервые получены модельные и опытные трехслойные гофровые и четырехслойные ячеистые полые конструкции (рис.1) при температурах на 250 - 50°C ниже традиционной температуры сверхпластичности для титанового сплава ВТ6.

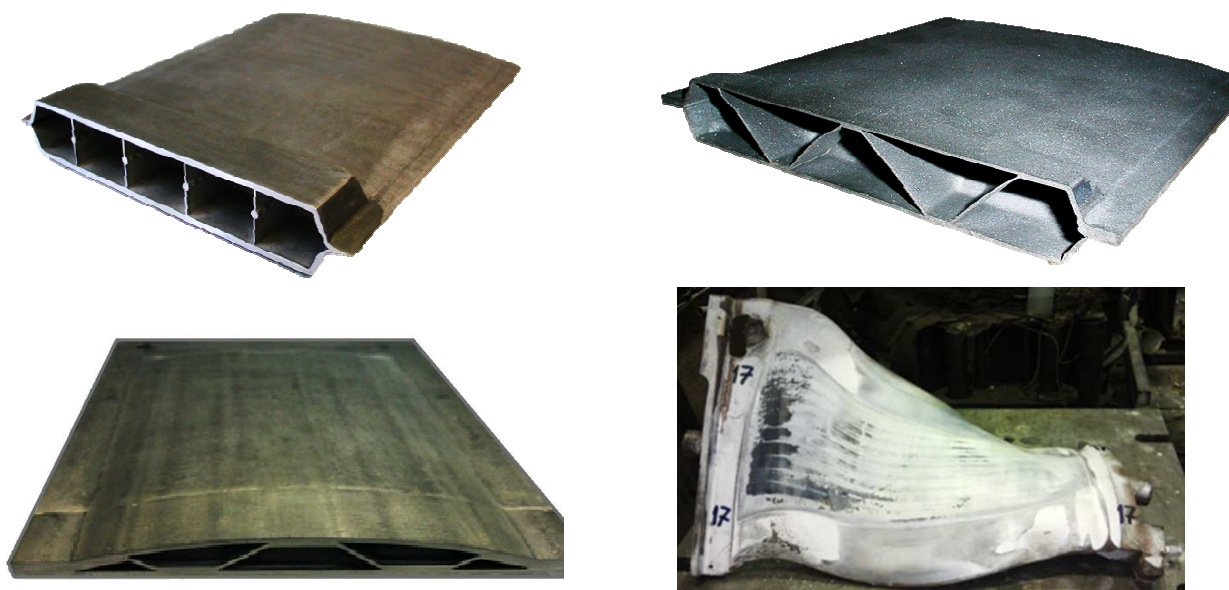


Рис. 1. Полые многослойные конструкции, полученные в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
dmitriev.sergey.v@gmail.com dr\_rvs@mail.ru

Технологический процесс, совмещающий сварку давлением (СД) с последующей сверхпластической формовкой (СПФ), позволяет получать облегченные конструкции сложной формы из труднодеформируемых сплавов [1]. На рис. 1 представлены примеры таких конструкций.

Развитие технологии СД/СПФ невозможно без совершенствования методов конечно-элементного моделирования процессов СПФ. Во-первых, моделирование позволяет подтвердить или опровергнуть возможность получения конечной конфигурации изделий, в частности, показать области утонения листовых заготовок или образования складок. Во-вторых, по результатам моделирования можно определить технологические ограничения на геометрические параметры изделия. В-третьих, с помощью моделирования можно оптимизировать закон подачи давления газа с тем, чтобы обеспечить деформацию материала в наиболее деформируемых частях изделия со скоростями, обеспечивающими сверхпластическое течение, и минимизировать время формовки.

В представленном обзорном докладе приводятся основные подходы к конечно-элементному моделированию процессов СПФ. Прежде всего, даются базовые сведения о явлении сверхпластичности, которые необходимо учитывать при построении численных моделей СПФ. Далее описываются определяющие соотношения, часто используемые для моделирования процессов СПФ. Затем обсуждаются технологические эксперименты, проводимые для установления параметров определяющих соотношений для материалов, деформируемых в режиме сверхпластичности. Далее рассматриваются методы учета трения между матрицей и формируемой деталью и подходы к оптимизации кривой давления газа. Наконец, описываются некоторые новые тенденции в моделировании процессов СПФ.

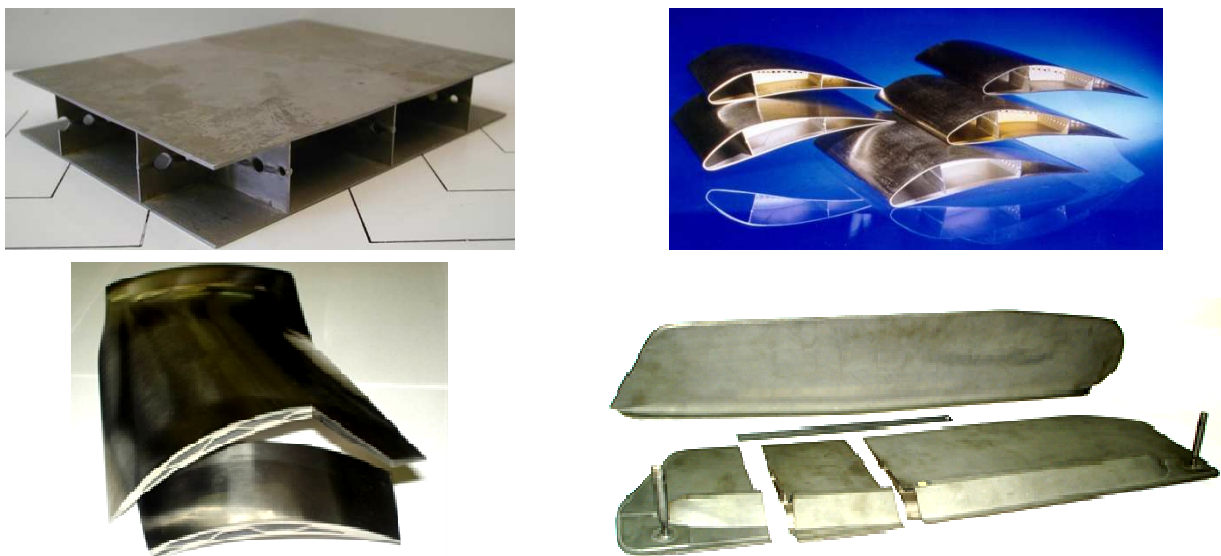


Рис.1. Примеры конструкций, получаемых по технологии СД/СПФ из титанового сплава ВТ6.

## 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.*



## ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ РАЗЛИЧНОГО ТИПА В СТАЛИ 05Г2МФБ

Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа  
sem17@mail.ru*

Метод интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет получать материалы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, отличающиеся повышенным уровнем прочностных, технологических и других функциональных свойств. Это направление интенсивно развивается для материалов, которые неэффективно упрочняются традиционными методами термической обработки. К таковым относятся, в частности, низкоуглеродистые стали, широко применяемых при строительстве нефте- и газопроводов. Уже есть результаты, показывающие возможность получения методом ИПД низкоуглеродистых трубных сталей с УМЗ структурой, отличающихся высоким уровнем прочности и ударной вязкости [1]. Но из-за высокой запасенной энергии эти стали отличаются неравновесностью УМЗ структуры, то есть встает вопрос о термической стабильности сформированных структур. Это и определило основную цель представляемого доклада как исследование УМЗ структуры стали 05Г2МФБ и ее термической стабильности с привлечением современных методов исследований, таких как дифракция обратно-рассеянных электронов, позволяющая анализировать структуру, текстуру и распределение разориентировок границ зерен [2].

Показано, что применение разных схем деформации от теплой прокатки до изотермическойковки позволяет сформировать в низкоуглеродистой стали соответственно волокнистую или равноосную УМЗ структуру.

Исследовано влияние температуры отжига на ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ, полученную методами всесторонней изотермическойковки (ВИК) и прокатки. При ВИК формируется УМЗ структура со средним размером фрагментов и зерен 0,4 мкм, которая стабильна при часовых отжигах до температуры 600°C. При температурах выше 600°C развиваются процессы рекристаллизации и роста зерен. Сформировавшиеся после прокатки волокнистая УМЗ структура остается стабильной при часовых отжигах до 550°C. При этом исследование дифракции обратно-рассеянных электронов выявило отличие в протекании процессов разупрочнения для разного типа УМЗ структур. Полученные распределения разориентировок границ зерен послековки и последующих отжигов показали, что с повышением температуры отжига наблюдается снижение доли малоугловых границ (МУГ), сохранение среднего размера зерна и субзерна до 625 °С. После отжига при 650 °С, 700 °С структура резко меняется за счет формирования полностью рекристаллизованной структуры. В прокатанном состоянии вплоть до 600°C происходил рост зерна при практически неизменной доле МУГ. Повышение температуры отжига до 650°C привело к образованию полностью рекристаллизованной структуры со средним размером зерна меньше, чем в исходном состоянии и существенному снижению доли МУГ. Отличия в структурных изменениях после отжигов разных типов УМЗ структур обусловлены различным соотношением процессов возврата и рекристаллизации в этих состояниях.

### Литература

1. Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В. Особенности субмикроструктурной структуры и механических свойств низкоуглеродистой стали 12ГБА, подвергнутой теплой пластической деформации. Перспективные материалы, 2011, № 12, С. 423-427.
2. Даниленко В.Н., Миронов С.Ю., Беляков А.Н., Жилиев А.П. Применение EBSD анализа в физическом материаловедении (обзор). Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012, Т. 78, № 2, С.28-46.



# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ КЕРАМИКИ ЖЕЛЕЗОИТТРИЕВОГО ФЕРРИТА-ГРАНАТА

Дорошенко Р.А., Серегин С.В.

*Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа*  
srgnsv@mail.ru

Исследовано влияние термической обработки на магнитные свойства наноструктурного железиттриевого феррита-граната, полученного методом кручения под давлением [1]. Определено изменение магнитной восприимчивости, коэрцитивной силы и поля магнитной анизотропии в результате последовательных отжигов нанокерамики в интервале температур от 400 до 800 градусов Цельсия в течении 2-4 часов. Отжиг проводился на воздухе, нагрев и охлаждение производились вместе с печью.

Для исследования магнитных свойств нанокерамик использовался метод радиочастотного магнитометра [2]. Зависимость сдвига частоты генератора от магнитной восприимчивости образца определяется выражением:

$$(f_0 - f_s) / f_0 = 2\pi\chi F,$$

где  $f_0$  и  $f_s$  – частота генератора без образца и с образцом соответственно,  $\chi$  – дифференциальная магнитная восприимчивость,  $F$  – геометрический фактор заполнения. Коэрцитивное поле  $H_c$  определялось как поле максимума на кривых гистерезиса восприимчивости. Значения полей анизотропии  $H_a$  получены аппроксимацией полевых зависимостей поперечной восприимчивости выражением  $\chi_{\perp} \propto (H_a + H)^{-1}$  в интервале изменения внешнего поля от 1 до 2 кЭ. Исследован образец наноструктурной керамики с размером зерна 34 нм.

Влияние отжигов на магнитную восприимчивость наиболее значительно в низкополевой области петли гистерезиса дифференциальной магнитной восприимчивости. Происходит увеличение максимального значения магнитной восприимчивости и уменьшение коэрцитивной силы. Магнитная анизотропия образца также уменьшается в результате отжигов. До температуры отжига 700 °С коэрцитивная сила уменьшается пропорционально уменьшению поля анизотропии. При дальнейшем увеличении температуры отжига происходит более быстрое уменьшение коэрцитивной силы и отношение коэрцитивной силы к полю анизотропии приближается к значению, характерному для монокристаллов железиттриевого феррита-граната.

Наблюдаемый характер изменений коэрцитивной силы и поля анизотропии можно объяснить действием двух механизмов. При низких температурах отжига основную роль играет уменьшение дефектности структуры зерен, возникшей в результате интенсивной пластической деформации. При высоких температурах изменения магнитных свойств связаны с кристаллизацией. Нужно отметить, что в зависимости от метода получения аморфных порошков и пленок железиттриевого феррита-граната, в диапазоне температур 650–750 °С начинается переход от аморфного к кристаллическому состоянию.

## Литература

1. Гижевский Б.А., Сухоруков Ю.П., Ганьшина Е.А., Лошкарева Н.Н., Телегин А.В., Лобачевская Н.И., Гавико В.С., Пилюгин В.П. Оптические и магнитооптические свойства наноструктурного железо-иттриевого граната // ФТТ. 2009. – Т.51, вып. 9. – С.1729-1734.
2. Rogers R.M., Kantor R.H. Frequency Shift Magnetometer. // Rev. Sci. Instrum. 1961. – V.32, №11. – P.1230 – 1234.

# СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 7475 В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ситдигов О.Ш.<sup>1</sup>, Голобородько А.Н.<sup>2,3</sup>, Хама Ч.<sup>2,4</sup>, Сакаи Т.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>The University of Electro-Communications, Chofu, Tokyo 182-8585, Japan  
Powetrain Planning Department, Nissan Motor Co., Ltd., 2 Takara-cho, Yokohama, Kanagawa,  
200-8623 Japan

<sup>4</sup>Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corporation, Futaba, Chiba 293-8511, Japan  
sitdikov@nm.ru

Исследовались структурные изменения, протекающие в литом исходно крупнозернистом Al сплаве 7475 (Al-6Zn-2,5Mg-1,8Cu-0,23Cr-0,16Zr-0,04Fe-0,03Si-0,03Mn (вес. %)) в процессе всесторонней изотермическойковки (ВК). Ковка проводилась при температуре 250°C и скорости деформации  $3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Образцы деформировались со степенью деформации за проход  $\Delta\epsilon \sim 0,7$  до суммарной степени деформации  $\Sigma\Delta\epsilon \sim 8,4$ .

На ранних стадиях деформации ( $\Sigma\Delta\epsilon \leq 2,1$ ) микроструктурные изменения характеризовались главным образом формированием дислокационных субграниц с малоугловой разориентировкой ( $\theta \leq 5^\circ$ ), которые вели к образованию динамически равновесной субзеренной структуры. Средний угол разориентировки этих границ стабилизировался в интервале степеней деформации 0,7-2,1 и составлял  $\sim 3-4^\circ$ . При последующей деформации ( $\Sigma\Delta\epsilon > 2,1$ ) имела место фрагментация исходных зерен (Рис. 1а-б) при формировании границ деформационных полос со средним углом разориентировки  $\sim 10^\circ$ . Последние быстро увеличивали разориентировку в процессековки, что обеспечивало образование на месте полос новой мелкозернистой структуры (Рис. 1в). При больших степенях деформации ( $\Sigma\Delta\epsilon \sim 8,4$ ) в сплаве формировалась близкая к однородной микроструктура со средним размером зерен  $\sim 1 \text{ мкм}$  и средним углом разориентировки интеркристаллитных границ  $\sim 25^\circ$ .

В работе обсуждаются роль гетерогенной деформации и структурные механизмы, ответственные за формирование ультрамелкозернистой структуры в данном сплаве в процессе теплой ВК.

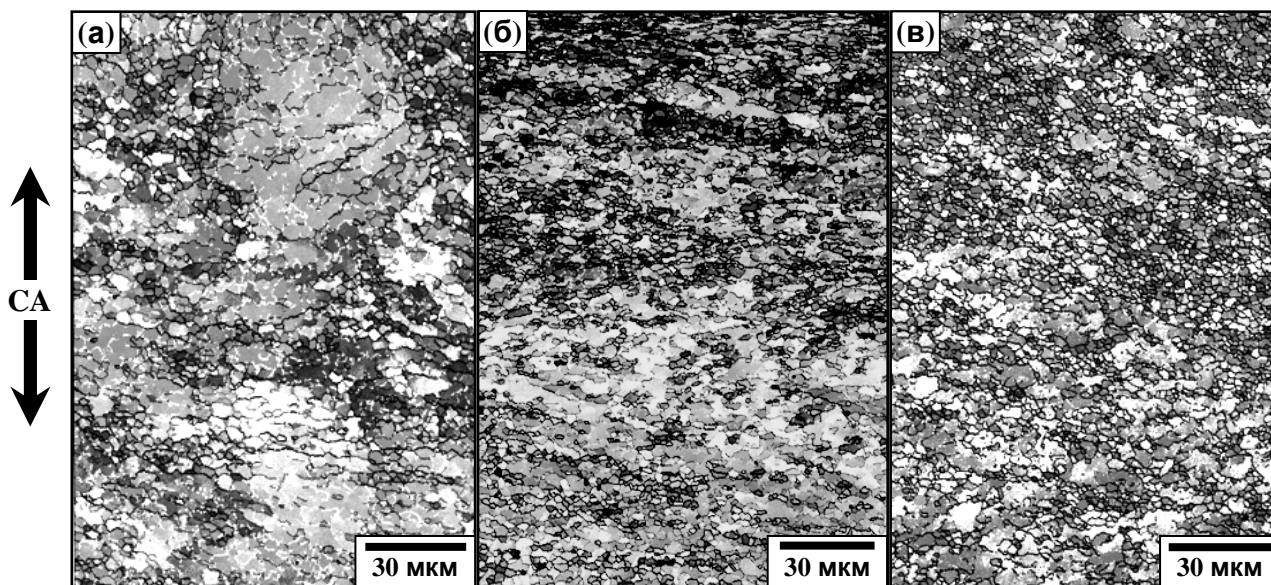


Рис. 1. Типичные микроструктуры, формирующиеся в алюминиевом сплаве 7475 в процессе ВК при температуре 250°C и скорости деформации  $3 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ : (а)  $\Sigma\Delta\epsilon \sim 4,2$ ; (б)  $\Sigma\Delta\epsilon \sim 6,3$  и (в)  $\Sigma\Delta\epsilon \sim 7,0$ . СА показывает направление оси последнего сжатия.

# АДСОРБЦИЯ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ СОЛИ ФОЛИЕВОЙ КИСЛОТЫ И БЕЛКА НА НАНОАЛМАЗЕ

Скорик Н.А., Вострецова Е.Н., Нам А.В.

Томский государственный университет, Томск  
skorikninaa@mail.ru

В настоящее время многие наноматериалы используются для получения ассоциатов с биологически активными веществами. Для целевой доставки терапевтического средства в клетки в состав наночастиц включают, например, фолиевую кислоту  $C_{19}H_{19}N_7O_6$ , которая способна флуоресцировать. Синтезированы в водной среде гидрозоль нанозолота, стабилизированные фолатом натрия, которые потенциально могут использоваться для терапии онкологических заболеваний [1]; получены ассоциаты фолиевой кислоты с наночастицами серебра [2] и др. Фолиевая кислота использована для иммобилизации на полиуретановой матрице с целью дальнейшего создания материалов медицинского назначения. Бычий сывороточный альбумин (БСА) и другие белки используются в качестве модифицирующих агентов для придания различных свойств бионанокompозитам, которые перспективны для синтеза новых лекарств и других материалов. Необходим поиск адсорбентов для очистки сточных вод с целью выделения и утилизации ценного продукта – белка и для сорбционного концентрирования из растворов физиологически активных веществ для их аналитического определения (например, фолиевой кислоты).

Нами исследована адсорбция фолата лития и бычьего сывороточного альбумина на ультрадисперсном наноалмазе марки УДА–СП в статических условиях в интервале начальных концентраций компонентов  $2.8 \cdot 10^{-2}$ – $1 \cdot 10^{-3}$  моль/л и 4.8–1.2 мг/мл соответственно (10 и 5 мл исходного адсорбата 5 ч встряхивали с 0.05 г наноалмаза). Определение равновесных концентраций в адсорбате проводили фотометрически: по поглощению фолата ( $\lambda_{\text{эф}} = 490$  нм) и по поглощению при  $\lambda_{\text{эф}} = 540$  нм окрашенного комплекса белка с ионами меди(II) в щелочной среде (метод Бенедикта). Полученная изотерма сорбции БСА имеет вид изотермы Лэнгмюра, по которой определена предельная адсорбция белка на УДА–СП. Изотерму сорбции фолата лития можно отнести к типу изотерм избыточной адсорбции. Наличие максимума на таких изотермах предполагает ассоциативный характер адсорбции, когда существует взаимодействие между молекулами в адсорбционном слое и взаимодействие между слоями. Возможно, что фолат в растворах с повышенной концентрацией находится в виде ассоциатов. Экстраполяцией линейного участка изотермы оценена адсорбционная емкость УДА–СП по фолату лития. Вследствие ионизации поверхностных функциональных групп твердой фазы (или за счет избирательной адсорбции ионов из раствора) на поверхности частиц наноалмаза возникает заряд. Наличие поверхностного заряда влечет за собой электростатическое взаимодействие между заряженной поверхностью наноалмаза и ионами, присутствующими в растворе фолата лития, а также заряженными участками белковой молекулы БСА. Это является одним из основных факторов, обуславливающих адсорбцию белка на адсорбенте. Но фиксирование частиц фолата лития и белка из раствора на сорбенте возможно и за счет ван-дер-ваальсовых взаимодействий между функциональными группами фолата ( $-O-H$ ,  $=C=O$ ,  $=N-H$ ) и функциональными группами белка с поверхностью наноалмаза. Исследование нами адсорбции БСА на различных адсорбентах показало, что его сорбция увеличивается в ряду: активированный уголь, УДА–СП, шихта (на ней адсорбируется выше 50 % от начального содержания белка в адсорбате).

## Литература

1. Милевич И.А., Воробьева С.А., Лесникович А.И. // Вест. БГУ. Сер. 2. 2011. № 1. С. 30.
2. Абакшинок А.В., Еремин А.Н., Агабеков В.Е. и др. // Росс. биотерапевтический журнал. 2013. Т. 12. № 2. С. 2.

# ПОВЕРХНОСТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ДЕТОНАЦИОННОГО НАНОАЛМАЗА, ЕГО ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И АДсорбЦИОННЫЕ СВОЙСТВА

Скорик Н.А.<sup>1</sup>, Афонина Л.П.<sup>2,3</sup>, Спицын Б.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, Москва

<sup>3</sup>Московский государственный университет машиностроения, Москва

skorikninaa@mail.ru

Детонационный наноалмаз (ДНА) имеет полифункциональный состав поверхности, который может быть изменен для его целенаправленного применения [1]. Нами изучено изменение функциональных свойств ДНА восстановлением в водороде, окислением в хлорной кислоте и хлорированием в диапазоне температур от 200 до 850 °С, при 1 атм. Хлорирование парами CCl<sub>4</sub> в потоке ультрачистого аргона значительно снижает (более чем в 4 раза) гидрофильность ДНА, измеренную при относительной влажности воздуха 50 %. Это же свойство количественно измерено для окисленного, гидрированного и аминированного (нагревание при 400 °С в атмосфере NH<sub>3</sub>) образцов ДНА. Измерения рН водных суспензий исходного и модифицированного наноалмаза обнаруживают различную кислотность его поверхности. По кинетическим зависимостям рН суспензии–время оценены рК кислотных групп поверхности ДНА.

Исследование процессов адсорбции играет большую роль как в науке, так и в жизни человека. Изучение органических веществ в качестве адсорбатов для различных адсорбентов, в том числе и для наноалмаза, ведет к более детальному пониманию важнейших процессов жизнедеятельности с участием карбоновых кислот, аминокислот, к пониманию процессов адсорбционной очистки, например, сточных вод молочной промышленности, очистки промышленных вод от красителей. В данной работе изучена адсорбция аминокислот, молочной кислот и метиленового голубого (МГ) на ДНА различных марок, модифицированном ДНА, а также на шихте. Адсорбцию органического вещества на ДНА находили по разности его исходной и равновесной концентраций. Величину адсорбции  $a$  (ммоль/г) рассчитывали по формуле:

$$a = \{(C^0 - [C]) \cdot V\} / m,$$

где  $C^0$ ,  $[C]$  – начальная и равновесная концентрации;  $V$  – объем раствора, взятый для адсорбции;  $m$  – масса адсорбента.

Изотермы сорбции указанных органических веществ, полученные при начальных концентрациях компонентов в интервале  $1 \cdot 10^{-2}$ – $1 \cdot 10^{-3}$  моль/л, аппроксимированы модифицированным уравнением Лэнгмюра; найдены значения предельной адсорбционной емкости  $a_{\infty}$  адсорбентов. Сорбция органических веществ протекает главным образом по типу молекулярной сорбции, за исключением тех случаев, когда органическое соединение может образовывать ионы. Так, метиленовый голубой в области рН 2–14 находится в виде однозарядных катионов. Окрашенный катион МГ сорбируется на ДНА, шихте. Вероятно, адсорбция метиленового голубого протекает на активных центрах адсорбента, заряженных отрицательно. Возможно, взаимодействие между функциональными группами МГ и поверхностью адсорбента протекает и по донорно-акцепторному механизму.

В работе высказывается мнение, что адсорбция взятых органических кислот и красителя метиленового голубого может протекать по молекулярному и зарядовому механизмам.

Перспективы изменения функциональности ДНА и его адсорбционной способности по отношению к органическим веществам в растворе будут обсуждаться детально.

Авторы благодарят А.П. Карженевского и Ф.Н. Олесика (ОАО СИНТА, Минск, Белоруссия) за предоставленные образцы ДНА.

Литература

1. Spitsyn B.V., Davidson J.L. at al. Diam. Rel. Mater. 2006. Vol. 15. P. 206.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫДАВЛИВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ПРИБЛИЖЕННЫХ К НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

<sup>1</sup>Слобода А.А., <sup>2</sup>Астанин В.В.

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа  
Alexandr.slx@mail.ru

В последнее время для разработки технологических процессов широко используют математическое моделирование, которое упрощает и ускоряет разработку технологии изготовления детали без натурального моделирования, минимизируя возможные ошибки. Распространённые программные продукты, как правило, используют базы данных деформационного поведения материалов в обычном состоянии. Однако в практике обработки давлением все чаще используется состояние сверхпластичности металлов, придающее им специфические реологические свойства. Было замечено, что при задании в качестве исходных данных для моделирования кривых деформации сверхпластичных материалов, моделирование сопровождается значительными ошибками. Это обстоятельство требует особого подхода к применению известных программных пакетов для моделирования поведения сверхпластичных материалов.

В представленной работе рассматривалось моделирование процесса комбинированного выдавливания в программном продукте Deform 3D для детали защитная кромка лопатки вентилятора газотурбинного двигателя в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

При численном моделировании были заданы следующие параметры процесса: температура 650°C, скорость движения пуансона 0,008 мм/с, матрицу и пуансон задавали как абсолютно жёсткое тело, материал использовали из базы Deform 3D аналогичный Ti-6V-4Al(VT6). Поведение материала в условиях сверхпластичности описывалось формулой Шведова–Бигама [1]

$$\sigma = c \cdot \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m$$

где  $c$  – постоянная величина  $c=1333 \text{ МПа} \cdot \text{с}^m$ ;

$n$  – показатель упрочнения ( $n=0,1$ )

$m$  – характеристика зависимости упрочнения от скорости деформации ( $m=0,39$ )

В результате математического моделирования формируется поковка (рис. 1), соответствующая по геометрии поковке, получаемой при изготовлении опытной партии. Показано, что избежать несоответствия математического моделирования и реального процесса штамповки можно, используя формулу описывающей тело с вязкопластическими свойствами.

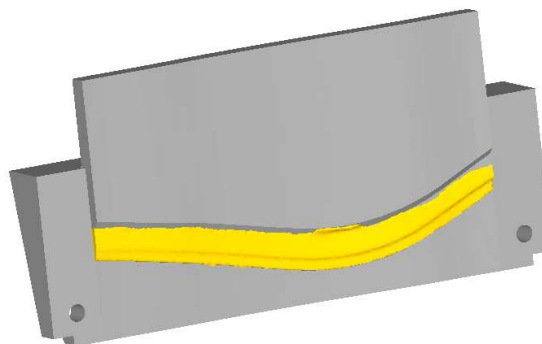


Рис.1.

## Литература

1. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов М., «Металлургия», 1975.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ti-Y

Соснин К.В.<sup>1</sup>, Райков С.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>, Будовских Е.А.<sup>1</sup>, Ващук Е.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Сибирский государственный индустриальный университет»,

г. Новокузнецк, Россия, e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

<sup>2</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук (ИСЭ СО РАН),

<sup>3</sup>Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», г. Томск, Россия;

yufi55@mail.ru

Цель работы – анализ закономерностей формирования структуры и свойств поверхностных сплавов системы Ti-Y, синтезированных высокоинтенсивными методами воздействия.

В качестве материала основы был использован титановый сплав ВТ1-0. Легирование и формирование поверхностного сплава системы Ti-Y осуществляли по двухступенчатой схеме. На первом этапе использовали метод электровзрывного легирования. Последующую высокоскоростную термическую обработку сплава осуществляли высокоинтенсивным импульсным пучком электронов на установке «СОЛО».

Комплексное воздействие на поверхностный слой, заключающееся в электровзрывном легировании и последующем облучении электронным пучком, приводит к трехкратному увеличению микротвердости поверхности облучения. При этом величина микротвердости практически не зависит от плотности энергии пучка электронов. Плотность энергии пучка электронов оказывает определяющее влияние на профиль микротвердости модифицированного слоя. Толщина упрочненного слоя, соответствующая двукратному превышению микротвердости модифицированного слоя изменяется не монотонным образом, достигая максимального значения при облучении материала электронным пучком с плотностью энергии 50 Дж/см<sup>2</sup>.

Упрочнение поверхностного слоя сопровождается снижением коэффициента трения в 6 раз. Трибологические испытания показали, что для титана исходного состояния и титана, подвергнутого ЭВЛ и облученного электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 70 Дж/см<sup>2</sup>, коэффициент трения на первых же циклах достигает ~0,45 и далее с учетом флуктуаций изменяется в пределах 0,45÷0,52. Формирующийся при меньших плотностях энергии пучка электронов поверхностный слой титана, легированного иттрием, характеризуется иным поведением коэффициента трения. А именно, появляется начальная стадия износа с низким (~0,07) и стабильным коэффициентом трения, характеризующаяся небольшими флуктуациями. Такое поведение коэффициента трения указывает на преимущественно абразивный механизм износа на этой стадии испытаний. Протяженность этой стадии существенным образом зависит от энергии пучка электронов и достигает максимальной величины при облучении электронным пучком при плотности энергии 50 Дж/см<sup>2</sup>.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 13-02-12009 офи\_м, госзадания Минобрнауки 2708ГЗ.*

# СИНТЕЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК В ПРИСУТСТВИИ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ

Соснин И.М.

ООО НПК "Наномет", ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет",  
Тольятти  
sim@nanomet.ru

Металлические наночастицы в виду своей высокой удельной поверхности, формы и структуры, проявляют ярко выраженные каталитические свойства, позволяющие применять их в качестве активного агента в промышленных катализаторах. В большинстве случаев каталитический процесс предполагает наличие высоких температур и давлений, поэтому и катализатор должен обладать определенной термической устойчивостью и работать эффективно в этих условиях. Нами предложена технология получения металлических наночастиц, способных проявлять каталитическую активность при высоких температурах (1000°C) и при этом оставаться стабильными. Это очень важно переработки попутного нефтяного газа (температура процесса 900°C), отчистки выбросов химических производств от вредных примесей, а так же синтезе углеродных нанотрубок, необходимых для создания устройств обработки и передачи информации: в качестве транзисторов интегральных электродов оптоэлектроники и фотовольтаики.

Исходные растворы наночастиц никеля (концентрация Ni - 3 мМоль/литр, АОТ - 75 мМоль/литр) или кобальта (концентрация Co – 3.6 мМоль/литр, АОТ - 135 мМоль/литр) в изооктане дополнительно разбавлялись растворителем в пропорции 1:40. Раствор наночастиц подвергался ультразвуковой обработке в течение 16 часов. На пластину оксида кремния наливался раствор катализатора до полного покрытия поверхности (порядка 3-5 мкл). Катализатор высушивался в течение 40-60 секунд в атмосфере воздуха, после чего остатки катализатора удалялись потоком азота под давлением 2.5 атмосферы. Пластины отжигались при температуре 90 °С в течение трех минут.

Синтез УНТ производился методом химического осаждения из газовой фазы. Пластины, покрытые слоем катализатора, помещались в кварцевую трубу внутри трубчатой печи. Нагрев пластин до 1000 °С происходил в атмосфере аргона в течение полутора часов. После чего в реактор в течение 10 минут напускался водород для восстановления катализатора. Рост нанотрубок происходил из метано-водородной смеси (объемное отношение метан/водород составляло 3,6 : 1) при температуре 1000 °С. Время синтеза составляло 30 минут. Затем реактор остывал до комнатной температуры в атмосфере аргона.

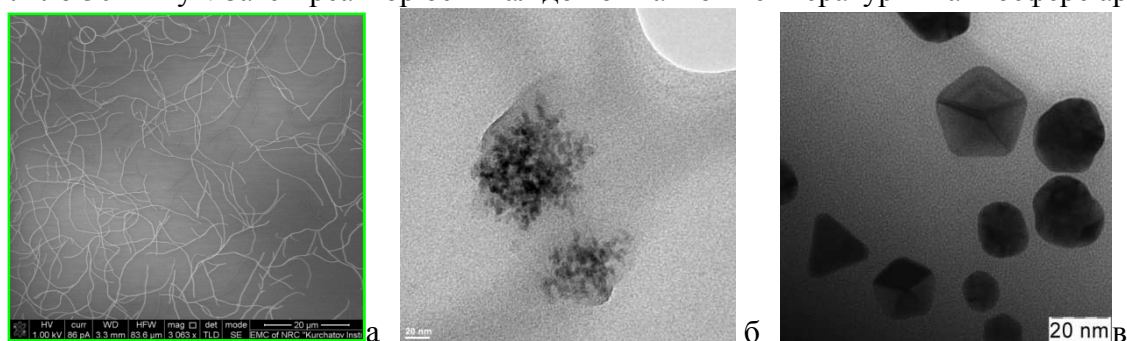


Рис. 1 - СЭМ изображение сформированных сеток ОСНТ на кремниевой подложке в присутствии Co катализатора (а), ПЭМ изображение наночастиц никеля (Ni) (б), ПЭМ изображение наночастиц золота (Au) (в).

*Работа выполнена при поддержке Гранта Президента Российской Федерации для поддержки молодых ученых – докторов наук № МД- 170.2014.8, гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, договор № 14.В25.31.0011 (ТГУ), и финансовой поддержке РФФ (МИЭТ).*



# ОПРЕДЕЛЕНИЕ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ CuPt и CuPt<sub>3</sub>

Сосков А.А.<sup>1</sup>, Старостенков М.Д.<sup>2</sup>, Полетаев Г.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

<sup>2</sup>Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул  
gmpoletaev@mail.ru

Упорядочивающиеся сплавы и интерметаллиды имеют большое практическое применение в качестве конструкционных материалов, так как обладают целым спектром уникальных физических и физико-механических свойств, таких как прочность, жаропрочность, магнитные свойства. Платина и сплавы платины используются в приборостроении, электронике, электротехнике, ювелирном производстве. Стабильность электрических, термоэлектрических и механических свойств, а также высокая коррозионная и термическая стойкости сделали этот металл незаменимым для современной электротехники, автоматики и телемеханики, радиотехники, точного приборостроения. Знание структурно-энергетических особенностей материала позволяет определять набор его физических характеристик, оказывать влияние на конструирование новых материалов с заданным набором свойств.

Настоящая работа посвящена определению с помощью метода молекулярной динамики энергетических характеристик точечных дефектов в упорядоченных сплавах CuPt и CuPt<sub>3</sub>, имеющих сверхструктуры L1<sub>1</sub> и L1<sub>3</sub> соответственно. В работе были получены значения энергий образования и активации миграции вакансий и междоузельных атомов в рассматриваемых сплавах. Межатомные взаимодействия в молекулярно-динамической модели описывались потенциалами Морза, параметры которых были взяты из работ [1, 2].

Энергии образования и миграции точечных дефектов определялись по методикам, описанным в [3]. Энергия образования находилась с учетом косвенно найденной по энергии сублимации и энергии образования вакансии в Cu и Pt работы по добавлению атома на поверхность из бесконечности (точнее, на излом моноатомной ступени на поверхности). Энергия миграции определялась по углу наклона зависимости  $\ln D(T^{-1})$  при введении рассматриваемого дефекта в моделируемый блок кристалла. Для нахождения коэффициентов диффузии проводились компьютерные эксперименты продолжительностью 300 пс при различных температурах расчетного блока.

Помимо полученных в работе значений энергетических характеристик было выяснено, что вакансии с относительно большей вероятностью образуются в подрешетке Cu, а междоузельные атомы формируют гантельные конфигурации, нехарактерные для чистых металлов. Миграция атомов Cu в рассматриваемых упорядоченных сплавах происходит более интенсивно по сравнению с атомами Pt.

## Литература

1. Starostenkov M.D., Bakaldin A.V., Tseyzer A.B., Evstigneev V.V. Atom displacement peculiarities in new phase formation zones for B<sub>2</sub>↔D0<sub>3</sub> systems // Conference on electronic materials. Novosibirsk. 1992. P.258.
2. Чаплыгина А.А. Исследование структурных и сверхструктурных превращений в сплавах системы Cu-Pt. Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук, Томск, 2013, 163 с.
3. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Вклады различных механизмов самодиффузии в ГЦК-металлах в условиях равновесия // Физика твердого тела. 2010. Т. 52, №6. С. 1075.



# МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ СВЯЗАННЫХ ВИХРЕВЫХ СОСТОЯНИЙ В НАНОСТОЛЬЧАТОЙ ПРОВОДЯЩЕЙ ТРЁХСЛОЙНОЙ СТРУКТУРЕ

Степанов С. В.<sup>1</sup>, Екомасов А.Е.<sup>1</sup>, Екомасов Е.Г.<sup>1</sup>, Звездин К.А.<sup>2</sup>, Дмитриев С.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Бакирский государственный университет, Уфа*

<sup>2</sup>*Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва*

<sup>3</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

hanckok2008@rambler.ru

Одной из актуальных физических проблем является разработка нового поколения высокоскоростных и эргономичных электронных устройств. Явление переключения и возбуждения осцилляций намагниченности в магнитных наноструктурах, с помощью тока достаточно большой плотности, поляризованного по спину [1], позволит увеличить скорости жестких дисков и устройств магнитной памяти до терагерцового уровня. Частоты, возбуждаемых с помощью переноса спинового момента, осцилляций намагниченности в магнитных наноструктурах, могут быть перенастраиваемы, с помощью приложения внешних магнитных полей и токов, и использованы для создания перспективных радиотехнических приложений. В настоящее время большой интерес привлекает спин-трансферный наногенератор (СТНГ) СВЧ, который отличается значительной выходной мощностью, небольшой шириной и относительно большим спектром частот, даже без приложения внешнего магнитного поля. Большинство таких структур имеет два магнитных слоя, разделенных немагнитной прослойкой.

В работе исследуется СТНГ, состоящий из трёх слоёв (пермаллоевый (Рy) 4 нм/Си - 10 нм/Рy -15 нм) кругового сечения диаметром 200 и 120 нм. Намагниченности обоих магнитных слоев находятся в вихревом состоянии. Рассматривается случай, когда два магнитных слоя взаимодействуют через поля размагничивания и спин-поляризованный ток и, при этом, система находится во внешнем магнитном поле, перпендикулярном плоскости слоев. С помощью программного пакета SpinPM проведено численное моделирование связанной вихревой динамики. В частности, были изучены процессы динамической трансформации магнитных вихрей (переключение полярности вихревого кора) для различных значений токов и внешнего магнитного поля, перпендикулярного плоскости слоев. Проведено сравнение известных экспериментальных и численных результатов [2]. Моделирование показало, что динамический [3], и статический [4] сценарии переключения наблюдаются при различных полях/токах.

## Литература

1. Звездин А.К., Звездин К.А., Хвальковский А.В., УФН, 2008, 4, С. 178.
2. N. Locatelli et al, Appl. Phys. Lett, 2013, с. 98, 062501
3. V. Khvalkovskiy, A. N. Slavin, J. Grollier, et al., Appl. Phys.Lett.,2010, с.96, 022504
4. Thiaville, J. M. Garcia, R. Dittrich, , et al., Phys. Rev.,2003, с.67, , 094410

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВТ6/ВТ6 МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ

Сулейманова Г.Р.<sup>1</sup>, Кабиров Р.Р.<sup>2</sup>, Жилиев А.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

AlexZ@anrb.ru

Значительный интерес к линейной сварке трением (ЛСТ) (рис. 1) вызван возможностью соединения деталей, форма которых отлична от тел вращения, что является весьма актуальной проблемой, например, в авиационном двигателестроении [1, 2]. Изучение прочности данных соединений является важной и актуальной задачей. Такие испытания обычно проводятся на растяжение и/или изгиб. Работы, посвященные исследованию сварного шва методом кручения, в литературе встречаются достаточно редко.

В представленной работе методом кручения изучались механические свойства сварного соединения образцов сплава ВТ6 и микроструктура зоны разрушения. Для сравнения тем же методом были испытаны монолитные образцы данного сплава. Исследование фрактограмм разрушения показало, что зона разрушения и в случае сварного соединения, и в случае монолитного образца характеризуется вязким (волокнустым) изломом с бугристо-сглаженным рельефом, что свидетельствует о значительной пластической деформации, предшествующей разрушению. В процессе разрушения происходит рост ямок в результате утяжки перемычек между ними. Небольшая протяженность, но достаточная глубина ямок являются свидетельством благоприятного сочетания в материале высокой прочности и высокой надежности по характеристикам разрушения.

Результаты структурных исследований образца сварного шва ВТ6/ВТ6 (рис. 2), полученного линейной сваркой трением (ЛСТ), можно выделить следующие зоны в околошовной области: рекристаллизованная зона, зона большой пластической деформации (термомеханическая), переходная (термическая) зона и зона основного металла. Выбранный режим ЛСТ позволяет получить качественное соединение, т.к. дефектов сварочного характера (непроваров, трещин, пор, включений) не обнаружено. Полученные значения характеристик прочности при кручении ( $\tau_b = 81$  МПа,  $\tau_{0,3} = 20$  МПа,  $G_{кр} = 690$  МПа,  $\varphi = 90^\circ$ ) позволяет сделать вывод о достаточно высоких характеристиках сварного соединения, что соответствует уровню прочности монолитного материала, разрушение, при этом, происходит по основному металлу.

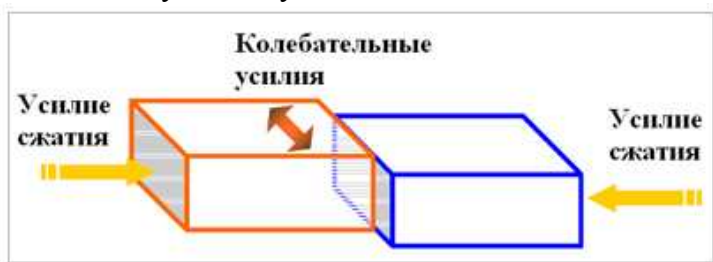


Рис. 1. Схема линейной сварки трением

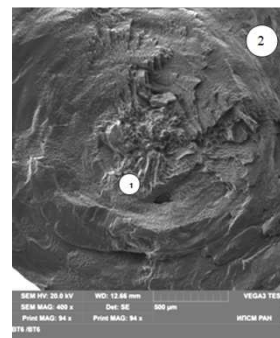


Рис. 2. Внешний вид излома сварного соединения ВТ6/ВТ6

## Литература

1. Караваева М.В., Киселева С.К., Бычков В.М., Медведев А.Ю., Супов А.В., Мусин Ф.Ф., Александров И.В., Латыш В.В. Влияние величины осадки на формирование сварного соединения при линейной сварке трением // Письма о материалах т.2 (2012) 40-44
2. Т. А. Гордеева, И. П. Жегина. Анализ изломов при оценке надежности материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – 200с.

## ТЕРМОСТОЙКИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СВЯЗОК

Третьякова В.С., Шаяхметов Р.У. Хайдаршин Э.А., Чудинов В.В., Халиков Р.М.

*Башкирский государственный университет, Уфа*  
valentina\_19.11@mail.ru

Огнезащитные нанокompозитные покрытия из керамики должны соответствовать следующим требованиям: прочность покрытия на удар и изгиб, высокая адгезия, короткое время высыхания, достаточные сроки годности и эксплуатации покрытия. Эти требования связаны с разрушающими воздействиями на структуру керамического покрытия агрессивных факторов внешней среды.

Цель данного доклада – исследование физико-химических процессов создания термостойких керамических покрытий на базе неорганических связующих.

Повышение огнестойкости металлических конструкций до требуемого уровня осуществляется с помощью технологических параметров нанопокрывтия:

- формирование сплошного покрытия без стыков, температурных мостиков, стойкого к вибрации и незначительной деформации защищаемых поверхностей;
- при воздействии открытого огня наноструктурное покрытие не растрескивается, не отслаивается от защищаемой конструкции;
- не изменяет свои тепло-, огнезащитные характеристики в процессе технической эксплуатации;
- не разрушает существующую антикоррозийную защиту поверхности конструкций;
- не имеет в своем составе асбестосодержащих и других, вредных для здоровья человека, животных и окружающей среды компонентов.

Неорганические вяжущие после затвердения их водой или кислотнo-щелочными водными растворами за счет происходящих в их объеме физико-химических процессов способны переходить из жидковязкого или пастообразного состояния в прочные монолитные керамические образования, связывая при этом ультрамелкодисперсные частицы наполнителя в изделие необходимой формы. Наиболее важным специфическим свойством керамических связок является его способность к твердению, а сложнейшие процессы корректно объясняются в рамках фрактальной концепции.

<i>Получение наноструктурированных коллоидных систем</i>		<i>Гелеобразование по механизму агрегации фрактальных кластеров (35-79 нм)</i>		<i>Кристаллизация и упрочение покрытия при нагревании</i>
--	--	--	--	---

При 1000-1200<sup>0</sup>С некоторые компоненты связок переходят из кристаллического состояния в жидкую фазу. Образование в огнеупорных нанопокровтиях жидкой фазы при этих температурах желательно, так как ускоряет низкотемпературное спекание композита и повышает тем самым прочность керамики.

На базе термостойкого связующего конструировано жаростойкое покрытие, которое может защищать чугунные и стальные изделия от воздействия расплавов цветных металлов (алюминия, цинка и их сплавов). Разработанное огнезащитное атмосферостойкое покрытие со стабильными эксплуатационными свойствами повышает пределы огнестойкости металлических конструкций до 1700<sup>0</sup>С. Покрытия на неорганических связках из керамики выделяются огнеупорностью, большой механической прочностью и хорошей термостойкостью.

# ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Трофимов Е.А., Лутфуллин Р.Я., Кашаев Р.М.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
trofimovea12@gmail.com

Двухфазный титановый сплав ВТ6 представляет широко востребованный конструкционный материал для авиационного машиностроения так как имеет относительно низкую плотность, высокую удельную прочность, хорошую стойкость к коррозии. Известно [1], что получение наноструктуры в полуфабрикатах из титанового сплава ВТ6 позволяет резко повысить их прочностные свойства, усталостные характеристики, износостойкость, а также технологические свойства.

Одной из основных характеристик используемых при прочностных расчетах изделий, в частности, конструкций из сплава ВТ6 является модуль упругости. Между тем, в отечественном научно-инженерном сообществе до сих пор сохраняется мнение, что модуль упругости является структурно нечувствительной величиной [2]. Согласно же современным исследованиям наноструктурирование однофазных металлических материалов приводит к резкому уменьшению величины модуля упругости [3]. С другой стороны, в работе [4] экспериментально показано, что для двухфазного титанового сплава ВТ6 после его перевода из наноструктурного состояния в крупнозернистое путем вакуумного отжига при температуре  $t=1000$  °С в течении получаса величина модуля упругости заметно снижается, более чем на 20 %, что по мнению авторов [4] связано с увеличением доли  $\beta$ -фазы (ОЦК кристаллическая решетка) в сплаве ВТ6, имеющей более низкий модуль упругости в сравнении с  $\alpha$ -фазой (ГПУ решетка) [4].

Эксперименты по определению влияния кристаллографической текстуры на упругие свойства двухфазного титанового сплава ВТ6-С, проведенные на образцах, вырезанных в различных направлениях листа, по отношению к направлению прокатки выявили четкую зависимость нормального модуля упругости от направления вырезки, представленную на рисунке 1.



Рис. 1. Нормальный модуль упругости сплава ВТ6-С в зависимости от направления вырезки образцов

На практике, анизотропия упругих свойств может быть рационально использована при создании структурного металлического композита для изделий авиационного машиностроения.

## Литература

1. Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследования объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН. Исследования и разработки. Российские нанотехнологии, Т. 2, № 7-8, 2007, www.nanorf.ru, С. 38-53
2. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов 2-е изд. перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1983г, №2. – 352 с.
3. Носкова Н. И., Мулюков Р. Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. - Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
4. Трофимов Е.А., Лутфуллин Р.Я. Влияние структурного фактора на упругие свойства двухфазного титанового сплава ВТ6. III-я Всероссийская школа-конференция «Современные проблемы металловедения»: Сборник трудов, Пицунда, Абхазия, 10-13 сентября 2013г., Изд. Дом МИСиС, 2013. – 288 с.

## УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРУПНОЗЕРНИСТОГО И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Трофимов Е.А., Лутфуллин Р.Я.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
trofimovea12@gmail.com

Известно [1], что наноструктурирование полуфабрикатов из титанового сплава ВТ6 позволяет существенно повысить их прочностные свойства, усталостные характеристики, износостойкость, а также технологические свойства.

Модуль упругости является одной из основных характеристик при прочностных расчетах изделий в силовых конструкциях ответственного назначения, в том числе из титанового сплава ВТ6. Оценка величины модуля упругости в разных структурных состояниях представляет собой как научный, так и практический интерес, тем более что в научной литературе представлены данные [2], которые противоречат консервативным понятиям о структурной нечувствительности модуля упругости [3]. Ранее нами было установлено, что величина модуля упругости ( $E=117,4$  ГПа) в ультрамелкозернистом (УМЗ) сплаве ВТ6 на 20% больше, чем в крупнозернистом (КЗ) состоянии ( $E=95$  ГПа), объясняемое повышенным содержанием  $\alpha$ -фазы (ГПУ-решетка), имеющей больший модуль упругости, чем  $\beta$ -фаза (ОЦК-решетка) [2, 4, 5] и наличием дисперсных выделений интерметаллидной фазы  $Ti_3Al$  в УМЗ состоянии.

Известно [5,6], что в материалах имеющих ГПУ-решетку наблюдается сильная анизотропия упругих свойств. Поэтому исследование влияния кристаллографической текстуры на модуль упругости также представляется актуальным, так как на практике появляется возможность создать структурный композит (например, УМЗ+КЗ), имеющий регламентированный модуль упругости в определенном направлении или сочетающий в себе одновременно высокие упругие и демпфирующие свойства.

### Литература:

1. Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследования объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН. Исследования и разработки. Российские нанотехнологии, Т. 2, № 7-8, 2007, www.nanorf.ru, С. 38-53
2. Трофимов Е.А., Лутфуллин Р.Я. Влияние структурного фактора на упругие свойства двухфазного титанового сплава ВТ6. III-я Всероссийская школа-конференция «Современные проблемы металловедения»: Сборник трудов, Пицунда, Абхазия, 10-13 сентября 2013г., Изд. Дом МИСиС, 2013. – 288 с.
3. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов 2-е изд. перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1983г, №2, 352 с.
4. Sen I., Ramamurty U. Elastic modulus of Ti – 6Al – 4V –  $\chi$ B alloys with B up to 0.55 wt. %. Scripta Mater., 62, 2010, P. 37 – 40
5. GerdLutjering, James C. Williams Titanium. 2nd ed. Springer Berlin Heidelberg New York, 2007. – 449 с.
6. Адамеску Р.А., Гельд П.В., Митюшов Е.А. Анизотропия физических свойств металлов. – М.: Металлургия, 1985. – 136 с.

# ИЗМЕНЕНИЕ ЛИНЕЙНЫХ РАЗМЕРОВ И СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНОЙ НИТИ В ПРОЦЕССЕ ДВУХСТАДИЙНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ

Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А.

ФГБОУ ВПО «Челябинский государственный университет», Челябинск  
fazlitdinovaag@mail.ru

В работе рассмотрены изменение линейных размеров, закономерности структурных преобразований и текстуры полиакрилонитрильного (ПАН) волокна в процессе двухстадийной изотермической термомеханической обработки (ТМО).

Исследования выполнены на ПАН нитях, изготовленных с применением диметилсульфоксида. Термообработку осуществляли в две стадии в атмосфере воздуха при постоянной вытягивающей нагрузке 0,6 г/текс. Предварительная кратковременная ТМО проводилась при температуре 200°C в течение 10 минут, в дальнейшем образец подвергался изотермическому воздействию при 265°C. Изменение текстуры и параметров структуры материала волокон изучали с помощью рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE.

Структура кристаллической составляющей исходной нити представлена двумя видами ОКР (ОКР1 и ОКР2), отличающимися на порядок средними размерами. Материал волокон текстурирован, параметр текстуры  $Z$ , соответствующий телесному углу, в пределах которого ориентировано 75% ОКР, равен 5,0 градусов.

Во время ТМО при 200°C наблюдается увеличение линейных размеров ПАН нити. Относительное удлинение составляет ~2%. Последующая термообработка при 265°C обуславливает дальнейшее пластическое течение материала. После 3 минут ТМО (удлинение материала ~5%) наблюдается усадка, связанная с протеканием реакций дегидрогенизации, циклизации и окисления. В отличие от одностадийной термообработки при 265°C [1] процесс изменения длины материала нити протекает в ~3 раза быстрее (изменение линейных размеров жгута прекращается через 1,3 и 4 часа соответственно). Этот процесс сопровождается структурными изменениями материала. На начальной стадии ТМО, соответствующей пластическому течению материала, наблюдается совершенствование структуры ПАН нити, происходит наиболее активный рост размеров ОКР, ориентированных параллельно оси нити, на ~ 6 и 11% при 200 и 265°C соответственно. Также наблюдается изменение текстуры материала. После 10 минут ТМО при 200°C параметр текстуры уменьшается до 4,4 градусов.

Дальнейшее продолжение ТМО обуславливает фазовый переход полиакрилонитрила в новую наноструктурированную фазу ОКР3, межплоскостное расстояние которой близко к структуре турбостратного графита. Фазовый переход полиакрилонитрила сопровождается постепенным диспергированием ОКР1, при этом наблюдается нарушение текстуры материала, параметр текстуры увеличивается до 5,9 градусов после 30 минут ТМО. При одностадийной ТМО параметр  $Z$  увеличивается только до 4,3 градуса после 40 минут ТМО.

Таким образом, на начальной стадии изотермической ТМО наблюдается совершенствование структуры ПАН нити – увеличение размеров крупных ОКР1 и повышение текстуры материала. Предварительная термообработка на начальном этапе обуславливает существенное уменьшение времени, в течение которого развивается процесс диспергирования ОКР1 и формирования двухфазной высокодисперсной структуры термостабилизированного волокна.

## Литература

1. Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А., Маянов Е.П. Влияние термомеханической обработки на формирование наноструктуры термостабилизированного полиакрилонитрильного волокна // Журнал прикладной химии. 2001. Т. 84. Вып. 4. Стр.666-672.

## ИЗНОС БАББИТА Б83 С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ

Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Фазлыяхметов Р.Ф.

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

В настоящее время сплавы системы SnSbCu [1,2] (белые металлы) широко используются в качестве материала для вкладышей подшипников скольжения, действующих в масляной смазке, например, на электростанциях для поддержки вала турбин и электрических генераторов. Наиболее широко применяемым является баббит Б83 химического состава Cu – 5,5-6,5 % (масс.), Sb – 10-12% (масс.), Sn-остальное. Этот литой сплав состоит из трех фаз:  $\alpha$ -фаза является твердым раствором сурьмы и меди в олове с субмикроструктурным размером зерен 0,5-1 мкм;  $\beta$ -фаза представляет собой крупные светлые кубические кристаллы SnSb; мелкая  $\eta$ -фаза, в виде «звездочек» и «игл», является соединением  $Cu_6Sn_5$ .

Известно, что наиболее эффективным механизмом упрочнения сплавов баббита является измельчение частиц второй фазы [1-3], в результате чего повышается и износостойкость.

В настоящей работе исследован износ баббита Б83, с различной микроструктурой, полученной литьем и жидкой штамповкой, при разной нагрузке.

Баббит, полученный литьем, характеризуется микроструктурой с крупными кубическими частицами  $\beta$ -фазы SnSb размером 100-200 мкм, мелкой  $\eta$ -фазой в виде крупных игл соединения  $Cu_6Sn_5$ . В баббите, полученном жидкой штамповкой, формируется мелкозернистая структура, происходит измельчение частиц  $\beta$ -фазы до 40-50 мкм,  $\eta$ -фаза приобретает глобулярную форму.

Износ определяли по потере массы образца в результате трения. Нагрузка на образец в процессе приработки и при последующих испытаниях на износ составляла  $P_1=321,7$  Н (одинарная), и  $P_2=606,9$  Н (двойная), что соответствовало значениям давления на площади контакта  $p_1=5,3$  МПа и  $p_2=10$  МПа.

Зависимости износа литого баббита имеют четко выделяемые три стадии, как при одинарной, так и при двойной нагрузке. Потеря массы образца, полученного жидкой штамповкой, имеет линейную зависимость от дистанции скольжения и меньшую скорость износа.

В литом образце при испытаниях под одинарной нагрузкой наблюдается значительный износ, в результате вырывания крупных остроугольных частиц  $\beta$ -фазы возникают ямы на поверхности скольжения. В случае двойной нагрузки в результате пластической деформации и разогрева, происходит измельчение кубических частиц и сглаживание выступающих углов. Как следствие удаления крупных частиц не происходит, а наблюдается образование гладкой полированной поверхности, сопровождающееся пониженным износом. Повреждения поверхности в образцах, полученных жидкой штамповкой, незначительны даже после большой дистанции скольжения.

### Литература

1. M. Moazami Goudarzi, S.A. Jenabali Jahromi, A. Nazarboland. /Mater.Des., 30 (2009), pp.2283-2288.
2. A. Zeren, E. Feyzullahoylu, M. Zeren. /Mater. Des., 28 (2007), pp. 318–323.
3. Барыкин Н.П., Фазлыяхметов Р.Ф., Валеева А.Х./ Металловедение и термическая обработка металлов, 2006. - №2. – с. 44-46.

# ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ «РАСТВОРЕНИЯ – ВЫДЕЛЕНИЯ» ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РКУП

Фаизов И.А.<sup>1</sup>, Фаизова С.Н.<sup>2</sup>, Рааб Г.И.<sup>2</sup>, Аксенов Д.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Баиғосуниверситет, г. Уфа

<sup>2</sup>Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г. Уфа.  
iafaiz@mail.ru

В данной работе изучается кинетика фазовых превращений, определяющих перераспределения частиц легирующих элементов в низколегированном сплаве системы Cu-Cr в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) методом равноканального углового прессования (РКУП).

Хромовые бронзы относятся к дисперсионно-упрочняемым сплавам, для которых характер формирования и распределения в матрице частиц вторичных фаз легирующих элементов играет существенную роль при создании в материале оптимального сочетания функциональных свойств. При выборе разных режимов термомеханической обработки, можно получить материал с повышенными показателями пластичности ( $\approx 20\%$ ) и прочности (430 МПа) или менее пластичным ( $\approx 6\%$ ), но более прочным (700 МПа). Такая мобильность свойств хромовых бронз при обработке РКУП объясняется перераспределением легирующих элементов в результате деформационно- стимулированного распада твердого раствора и выделения мелкодисперсных частиц и одновременно процессами деформационно- стимулированного растворения исходных интерметаллидных частиц, приводящих к изменению концентрации имеющегося твердого раствора легирующих элементов в меди.

Если деформационно- стимулированный распад твердого раствора является процессом известным и ранее описанным [1], то доказательство деформационно- стимулированного растворения частиц, происходящий благодаря локальным искажениям кристаллической решетки, описанным в работе [2], требует особого внимания и специальных экспериментов.

В данной работе представлены результаты модельного эксперимента, позволившего однозначно доказать наличие процесса деформационно- стимулированного растворения частиц в при обработке методом РКУП предельно состаренного сплава системы Cu-Cr. На каждом этапе проводили структурные исследования методами просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии. Анализ количественных характеристик частиц вторичных фаз был проведен с использованием метода экстракционных реплик.

Установлено, что в процессе РКУП и пост-деформационного старения увеличивается количество мелких частиц. Одновременно происходит повышение прочности, микротвердости и восстановление электропроводности. Такое сочетание структурных изменений, определяемых перераспределением частиц, и изменений физико- механических свойств, можно объяснить только изменением концентрации легирующих элементов в твердом растворе за счет растворения исходных частиц при РКУП.

Анализ особенностей трансформации структуры и характера перераспределения частиц легирующих элементов после старения показал, что выделение частиц происходит вдоль деформационных полос, которые являются наиболее активным источником высокой динамической концентрации вакансий непосредственно в процессе РКУП, что в свою очередь приводит к обогащению этих областей легирующими элементами.

## Литература

1. Берштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов // Изд-во «Металлургия». 1968. Т. 1. С. 1172
2. Тюменцев А.Н. Новая мода мезоуровня деформации механизмами динамических фазовых превращений в полях напряжений, Физ. Мезомеханика, т.6. №2 (2003). Стр. 15-36.



# РАЗРАБОТКА СОВМЕЩЕННОГО МЕТОДА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОЙ КАТАНКИ ВЫСОКОГО КАЧЕСТВА

Фахретдинова Э.И., Рааб Г.И., Валиев Р.З.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
yelka89@mail.ru

В настоящее время отмечается значительный интерес к расширению области применения низколегированных и сравнительно дешевых термически упрочняемых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si в автомобилестроении, авиации, строительстве и электротехнике [1]. В связи с этим актуальной задачей является повышение прочности и электропроводности таких материалов, что впоследствии позволит уменьшить габаритные размеры и, следовательно, снизить массу изделий из конструкционных и электротехнических материалов системы Al-Mg-Si.

Одним из перспективных методов заметного повышения свойств является интенсивная пластическая деформация. В данной работе исследуется новый метод ИПД – Мульти-РКУП-Конформ [2], отличающийся тем, что за один цикл обработки обеспечивается накопление уровня истинной деформации до величин  $\epsilon > 2,5$ . Для оценки технологичности в процессах обработки металлов давлением, как правило, используют анализ напряженно-деформированного состояния (НДС), который оказывает значительное влияние на надежность и промышленный потенциал схем обработки. Для исследования НДС процесса на механические свойства алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si были применены математическое и физическое моделирование с использованием современного программного комплекса Deform-3D и устоявшиеся методики оценки механических характеристик материалов после пластической обработки. Полученные результаты свидетельствуют об адекватности применения математического и физического моделирования для оценки напряженно-деформированного состояния методом Мульти-РКУП-Конформ.

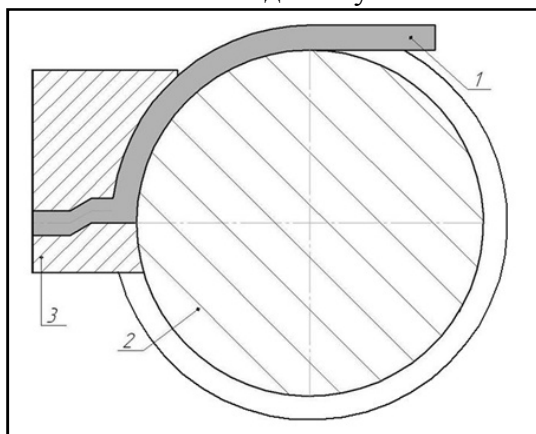


Рисунок 1 – Схема процесса Мульти-РКУП-Конформ: заготовка, 2-колесо, 3- матрица

Работа была выполнена при поддержке проекта РФФИ № 14-08-31301/14 мол\_а.

## Литература

1. Фридляндер И.Н., Систер В.Г., Грушко О.Е., Берстенов В.В., Шевелева Л.М., Иванова Л.А. Алюминиевые сплавы - перспективный материал в автомобилестроении // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 9. с.3 - 9.
2. Заявка на изобретение №2013156136 от 17.12.2013 «Способ непрерывного равноканального углового прессования металлических заготовок в виде прутка» авторы: Рааб Г.И., Фахретдинова Э.И., Капитонов В.М., Валиев Р.З.

# ПРОЕКТИРОВАНИЕ КОМПЛЕКСА МЕТОДИК НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЕТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ МЕТОДОМ СОВМЕЩЕННОЙ СВЕРХАПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ПРИМЕРЕ ПОЛЫХ ШИРОКОХОРДНЫХ ЛОПАТОК

Хабириянова Г.Р.<sup>1</sup>, Галимов А.К.<sup>1</sup>, Астанин В.В.<sup>1</sup>, Лутфуллин Р.Я.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

galiya\_habiryanova@mail.ru

Повышение конкурентоспособности является главной задачей современных авиационных предприятий. Внедрение СПФ/СД позволяет изготавливать сложные конструкции с экономией по массе до 30% и при этом снижение себестоимости продукции до 50%. Одной из главных деталей перспективных ГТД являются полые широкохордные лопатки из титанового сплава.

Однако при использовании диффузионной сварки, являющейся разновидностью сварки давлением, затруднено стабильное получение гарантированного высокого качества твердофазного соединения на уровне основного материала. Дело в том, что диффузионная сварка – это структурно неконтролируемый процесс, осуществляемый при температуре, как правило, не ниже  $0,8T_{пл}$  и напряжениях, меньших предела текучести материала. Решение задачи получения гарантированного качества ТФС возможно при сварке давлением в условиях традиционной сверхпластичности. Данная технология применяется, в частности, для изготовления деталей из титановых сплавов.

Актуальность выбранной темы объясняется тем, что в условиях возрастающей конкуренции предприятиям необходимо внедрение новых технологий и усовершенствование уже существующих. Одним из развивающихся технологических направлений является сочетание сварки под давлением и сверхпластической формовки (СПФ/СД), перспективным для производства различных по конструкционным особенностям, назначению и эксплуатационным характеристикам изделий.

Повышенные требования к качеству изделий авиационного машиностроения обуславливают актуальность задачи организации эффективного контроля продукции. Проведенный анализ показывает, что в силу необходимости организации контроля на потоке и большой себестоимости продукции неразрушающий контроль приобретает несомненные преимущества, и рассматривается как основной при проверке продукции, полученной методом СПФ/СД.

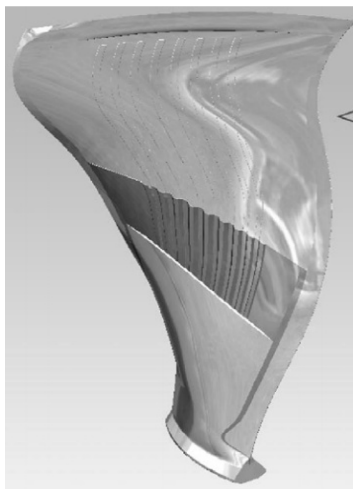


Рис.1. Полая широкохордная лопатка ГТД

## ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПРОТИВОСВАРОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ

Хазгалиев Р.Г.<sup>1</sup>, Дильмухаметова А.М.<sup>2</sup>, Сафиуллин Р.В.<sup>1</sup>, Астанин В.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*  
sloth.usatu@gmail.com

Получение разнообразных полых конструкций и деталей для применения в авиакосмической отрасли возможно при использовании перспективной технологии сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ\СД). Совмещение СПФ\СД реализуется при использовании противосварочных покрытий. При изготовлении многослойных гофрированных и ячеистых конструкций противосварочные покрытия используются в операции сварки давлением. Покрытия наносятся на поверхности листовых титановых заготовок по рисунку, составляющему будущую внутреннюю поверхность детали. Сварка давлением титановых сплавов осуществляется в интервале температур около 900 °С в вакууме, в течение продолжительного времени. Такие условия приводят к взаимодействию титанового сплава с компонентами покрытия, которое может приводить к образованию приповерхностного слоя с измененной микроструктурой и свойствами. Образование такого слоя может привести к изменению механических и усталостных свойств получаемых конструкций. В этой связи целью данной работы является изучение влияния противосварочных покрытий на микроструктуру и механические свойства приповерхностного слоя листового титанового сплава ВТ6. В процессах СПФ\СД в качестве противосварочных покрытий наибольшее применение находят покрытия на основе нитрида бора (BN) и оксида иттрия (Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) [1-4]. Информация о влиянии этих покрытий на микроструктуру и свойства титанового сплава отсутствует.

В работе изучено влияние противосварочных покрытий на поверхностные слои титанового сплава ВТ6. Пластины с нанесенными покрытиями на основе нитрида бора (BN) и оксида иттрия (Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) отжигали в вакууме при 900 °С в течение 24 часов. Микроструктуру исследовали методами оптической микроскопии и растровой электронной микроскопии. Измерение микротвердости на образцах позволяет определить, как меняются свойства по глубине от поверхности. Испытания на изгиб проводили на универсальной испытательной машине INSTRON при комнатной температуре. Для определения начала зарождения трещин использовали метод акустической эмиссии.

В результате испытаний в образцах, отожженных на воздухе без покрытия и в вакууме с покрытием BN, определено присутствие слоя со свойствами отличными от свойств основного материала. Наличие такого слоя подтверждается как исследованием микроструктуры, так и по результатам измерения микротвердости. Покрытие Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не изменило свойства поверхности, значения микротвердости на образцах постоянно по глубине. Методом акустической эмиссии можно выявить зарождение трещин в материале до пластического течения. При упругом деформировании наблюдаются большое количество высокоамплитудных сигналов, с переходом в пластическую зону их интенсивность падает.

### Литература

1. R.V. Safiullin. Letters on Materials 2, 32-35 (2012). [Р.В.Сафиуллин. Письма о материалах т.2. 32-35 (2012)]
2. R.V. Safiullin. Letters on Materials 2, 36-39 (2012). [Р.В.Сафиуллин. Письма о материалах т.2. 36-39(2012)]
3. G. Lütjering, J. C.Williams. 3 Technological Aspects, Titanium, Springer-VerlagBerlinHeidelberg, 2nd edition, 2007
4. D. G. Sanders, M.Ramulu. JMEPEG 13, pp. 744-752 (2004)

## МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ПРОЦЕССА ДИФФУЗИИ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НИКЕЛЯ

Хазгалиев Р.Г., Халиков А.Р., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
sloth.usatu@gmail.com

Изготовление современных технических устройств, в частности, парогенераторов и теплообменников ядерных энергетических установок, требует получения надежного соединения титановых сплавов с различными материалами [1]. Исключение крепежных элементов позволяет не только снизить вес и размер ответственных изделий, но и осуществить принципиально новые конструктивные решения.

В экспериментальных работах изучено влияние внешних параметров (температуры и давления) на качество соединения титанового сплава и нержавеющей стали, с использованием никелевой прослойки [3]. Процесс получения твердофазного соединения является трудоемким и затратным, поэтому некоторые качественные особенности процесса сварки разнородных материалов могут быть изучены методами атомистического моделирования.

В данной работе делается попытка описания процесса диффузии методом Монте-Карло на контактной границе двух металлов в рамках упрощенной двумерной модели кристалла. Для ускорения расчетов предполагается, что атомы различных сортов имеют одинаковый размер и не учитываются эффекты атомной релаксации, иными словами, принимается модель жесткой кристаллической решетки [3, 4]. Взаимодействие между атомами описывается парными межатомными потенциалами с учетом дальнего действия, включающего две первые координационные сферы. Данная модель позволяет описать исследуемый процесс на качественном уровне и облегчает обработку и визуализацию результатов моделирования.

В работе показано влияние концентрации на парное взаимодействие элементов. В условии постоянства парного взаимодействия не происходит образования интерметаллидной фазы, либо возникает одна фаза. При учете изменения концентрации, локализованной в пару межатомных расстояний, было получено образование нескольких интерметаллидов, однако размеры образующихся интерметаллидов не соответствуют действительности, происходит образование смешанной структуры. В реальном же эксперименте, при коротком времени диффузии в зоне контакта идет образование сплошных слоев интерметаллидов. Необходимо учитывать больший интервал локальной концентрации, который влияет на энергию парного взаимодействия.

### Литература.

1. G. Lütjering, J. C. Williams // Titanium 2nd edition // ISSN 1619-0181 // ISBN 978-3-540-71397-5 2nd ed. Springer Berlin Heidelberg New York
2. Y. Zhou, Q. Wang, D.L. Sun\*, X.L. Han // Co-effect of heat and direct current on growth of intermetallic layers at the interface of Ti–Ni diffusion couples // Journal of Alloys and Compounds 509, 2011, pp. 1201–1205
3. Халиков, А.Р. Моделирование кинетики упорядочения бинарного сплава по вакансионному механизму диффузии в модели твердых сфер / А.Р. Халиков, А.М. Искандаров // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012. – № 12. – С. 87–93.
4. Халиков, А.Р. Моделирование термических кривых охлаждения в процессе упорядочения сплавов стехиометрии АВ, АЗВ и АЗВ5 в приближении жесткой кристаллической решетки. / А.Р. Халиков, С.В. Дмитриев, А.И. Потеев // Письма о материалах. – 2013. – Т.3 – С. 225–229.

## НЕРАВНОМЕРНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОСЛОЙКЕ НИКЕЛЯ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Хазгалиев Р.Г.<sup>1</sup>, Имаев М.Ф.<sup>1,2</sup>, Мухаметрахимов М.Х.<sup>1</sup>, Мулюков Р.Р.<sup>1,2</sup>, Сафин Ф.Ф.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Башкирский государственный университет, Уфа*

<sup>3</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*  
sloth.usatu@gmail.com

Во многих технических устройствах, например: в парогенераторах и теплообменниках ядерных энергетических установок, используется сочетание деталей из титановых сплавов с нержавеющей сталью [1]. Соединение таких деталей осуществляется с помощью крепежных элементов, что существенно утяжеляют конструкцию. Весьма актуально научиться соединять такие детали сваркой. Однако сварка плавлением не позволяет получить надежное соединение. Одним из путей решения этой проблемы является сварка давлением с применением никелевой прокладки [2, 3].

В работе исследована твердофазная свариваемость титанового сплава и нержавеющей стали через наноструктурированную никелевую прослойку. Определены значения деформации в прослойке и качество соединения. Обнаружено, что при сварке образуются интерметаллидные соединения, а деформация по краям никелевой прокладки заметно больше, чем в центре. Неоднородность деформации связана с залипанием свариваемых поверхностей и образованием застойных зон. В результате этого в крайней зоне соединение оказалось более качественным, чем в центре.

На первом этапе методом конечного элементного моделирования проведен расчет напряженно-деформированного состояния, возникающего в процессе сварки давлением при различных значениях коэффициента трения на свариваемых поверхностях. Наиболее адекватное описание экспериментальных данных получено при расчете модели, в начальные условия которой заложена привязка узлов элементарных сеток на стыках титановый сплав - никель - нержавеющая сталь, т. е. полное их залипание.

На втором этапе моделирования с целью перераспределения деформации от краев к центру никелевой прослойки в расчет закладывали микровыступы с различным сочетанием высоты и периодичности. Благодаря локализации деформации на множестве таких выступов деформация никелевой прослойки становилась более равномерной, что сопровождалось образованием более качественного соединения. Определены оптимальные характеристики системы выступов на никелевой прослойке.

### Литература

- 1 G. Lütjering, J. C. Williams // Titanium 2nd edition // ISSN 1619-0181 // ISBN 978-3-540-71397-5 2nd ed. Springer Berlin Heidelberg New York.
- 2 Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов: учебное пособие для студентов высших учебных заведений. Академия, 2006 г., 208 стр.
- 3 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, 2011, с. 529.

## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21

Халикова Г.Р.<sup>1</sup>, Трифонов В.Г.<sup>1</sup>, Швец К.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*

*gulnara.r.khalikova@gmail.com*

Большой интерес к ультрамелкозернистым (УМЗ) материалам, полученным методами ИПД, во многом обусловлен возможностью достижения в них высокой прочности при комнатной температуре и реализации высокоскоростной сверхпластичности при относительно низких температурах. В алюминиевых однофазных или псевдооднофазных сплавах такую структуру получают в результате статической или динамической рекристаллизации. В многофазных алюминиевых сплавах, когда одна из фаз твердая, например, в силуминах, измельчение частиц твердой фазы происходит при горячем деформировании. Однако не всегда данный способ обеспечивает получение частиц необходимой дисперсности.

Целью настоящей работы являлась оценка сочетания методов кристаллизации под высоким давлением и интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением (КВД) с последующей термической обработкой для придания алюминиевому сплаву АК21 УМЗ структуры.

Из заготовок, полученных кристаллизацией под высоким давлением, вырезали образцы диаметром 8 мм и толщиной 1,3 мм. ИПД КВД проводили при комнатной температуре на наковальне Бриджмана под давлением 6 ГПа на 5 оборотов, что соответствовало логарифмической степени деформации  $\epsilon = 4,5$ . После деформации образцы отжигали в печи при температурах 300, 400 и 500°C в течение 5 минут.

Структурные изменения сплава исследовали в закристаллизованном под давлением состоянии, после ИПД КВД и последующего отжига. На деформированных и отожженных образцах структуру сплава оценивали в центре, на  $\frac{1}{2}$  радиуса и на периферии образцов.

Структура сплава АК21, закристаллизованного под высоким давлением, характеризовалось наличием крупных частиц Si и интерметаллидных фаз ( $\text{FeNiAl}_9$ ,  $\pi\text{-FeMg}_3\text{Si}_6\text{Al}_8$ ,  $\text{W-CuSi}_4\text{Mg}_5\text{Al}_4$ ,  $\beta\text{-FeSiAl}_5$ ), равномерно распределенных в  $\alpha(\text{Al})$  – твердом растворе.

ИПД КВД привела к уменьшению среднего размера частиц кремния, их объемной доли и увеличению микротвердости. В деформированном состоянии значения среднего размера частиц кремния, их объемной доли и микротвердости менялись по радиусу образца: чем дальше от центра образца к краю, тем меньше размер частиц кремния, меньше их объемная доля и больше микротвердость.

Последующий отжиг деформированных образцов при 300, 400 и 500°C привел к выделению частиц кремния и уменьшению микротвердости. Чем выше температура отжига, тем больше средний размер частиц, больше их объемная доля и меньше микротвердость. Кроме того, последующий отжиг привел к формированию зеренной структуры с высокоугловыми границами. Средний размер зерен с ростом температуры отжига увеличивался и составил 0,47, 0,54 и 5,1 мкм при 300, 400 и 500°C, соответственно.

В работе также обсуждена природа структурных изменений сплава АК21, имеющая место в процессе ИПД КВД и последующего отжига, а также ее влияние на изменения микротвердости сплава.

## ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ Cu-Cr и Cu-Cr-Zr ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ ДКУП

Хомская И.В.<sup>1</sup>, Зельдович В.И.<sup>1</sup>, Фролова Н.Ю.<sup>1</sup>, Хейфец А.Э.<sup>1</sup>,  
Шорохов Е.В.<sup>2</sup>, Насонов П.А.<sup>2</sup>, Майкова Г.В.<sup>1</sup>, Гранский А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики, Снежинск  
khomskaya@imp.uran.ru

Известно, что легирование хромом и цирконием (0,6-1 мас.%), незначительно снижая электропроводность меди, деформированной прокаткой и РКУП, повышают ее прочностные свойства и температуру рекристаллизации. Представляло интерес сравнить структуру и упрочнение меди и сплавов на основе систем медь-хром и медь-хром-цирконий, легированных микродобавками ( $\leq 0,1$  мас.%) хрома и циркония за счет применения метода динамического канально-углового прессования (ДКУП). Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (Патент № 2283717 РФ, 2006 г) и представляющий собой динамический вариант РКУП, позволяет реализовать сверхвысокие скорости (до  $10^5$  с<sup>-1</sup>) деформирования материалов. Ранее нами было определено, что отличительной особенностью метода ДКУП является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Показано, что формирование субмикрокристаллической (СМК) и нанокристаллической (НК) структуры в меди при ДКУП происходит в результате закономерно повторяющихся высокоскоростных процессов фрагментации, динамической полигонизации и динамической рекристаллизации.

Исследована эволюция структуры низколегированных дисперсионно-твердеющих сплавов медь-хром и медь-хром-цирконий, подвергнутых высокоскоростному деформированию методом ДКУП. Установлено, что структурообразование в исследованных сплавах при высокоскоростном прессовании происходит за счет фрагментации, динамической полигонизации и процессов частичного деформационного старения с выделением наноразмерных ( $\leq 5$  нм) частиц вторых фаз. Изучена последовательность процессов распада пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора и рекристаллизации в сплавах медь-хром-цирконий, подвергнутых высокоскоростному деформированию по различным режимам. Исследовано влияние химического состава сплавов и температуры последующего отжига (старения) на стабильность полученных неравновесных наноструктурированных (НС) состояний. Показано, что легирование меди микродобавками хрома (0,09-0,14%) и циркония (0,04-0,08%) повышает температурный интервал рекристаллизации от 150-200°C до 500-600°C, то есть увеличивает термическую устойчивость на 350-400°C. Показано, что даже нагрев до 650-700°C сплава Cu-0,09Cr-0,08Zr, наноструктурированного частицами Cr и Cu<sub>5</sub>Zr (Cu<sub>3</sub>Zr), не приводит к существенному росту зерна (3-6 мкм), возврату к исходному крупнозернистому состоянию (200-300 мкм) и разупрочнению сплава, как это наблюдали при нагреве СМК+НК меди до 300-400°C. Установлено, что высокоскоростное деформирование меди и медь-хром-циркониевых сплавов методом ДКУП увеличивает твердость в 1,8 и 2,5 раза и прочность в 1,4 и 2,8 раза, соответственно при сохранении удовлетворительной пластичности, по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием. Структурное исследование показало, что более существенное упрочнение сплавов Cu-(0,14-0,09)Cr-(0,04-0,08)Zr, по сравнению с медью связано с частичным выделением наноразмерных частиц вторых фаз в процессе ДКУП.

*Работа выполнена по плану РАН тема «Структура» (№ г.р.01201064335) и при частичной финансовой поддержке проектов Президиума РАН (12-П-2-1030) и УрО РАН (14-2-НП-111).*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА РАЗМЫТИЯ АНТИФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В СПЛАВАХ $\text{CuPt}_3$ И $\text{CuPt}$

Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д., Чаплыгин П.А.

Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова, Барнаул  
alesya\_ch@mail.ru

В работе с помощью компьютерного моделирования методом Монте-Карло [1] исследовался эффект размытия антифазных границ (АФГ) в сплавах  $\text{CuPt}$  и  $\text{CuPt}_3$ . Использовалась трехмерная модель сплавов  $\text{CuPt}_3$  и  $\text{CuPt}$  со сверхструктурами  $L1_3$  и  $L1_1$ , соответственно. Размеры кристалла составляли  $24 \times 24 \times 24$  атомных слоёв (55296 атомов). Межатомное взаимодействие задавалось с помощью парных потенциалов Морзе [2, 3]. Использовались периодические граничные условия.

Структурно-энергетические характеристики сплавов исследовались в процессе ступенчатого нагрева от 200К до 1400К, шаг изменения температуры составлял 100К. При каждой температуре проводилось  $5 \cdot 10^6$  итераций. Концентрация вакансий составляла  $1,8 \cdot 10^{-5}$ . В расчетный блок кристалла вводились две САФГ ориентации  $\frac{1}{2} \langle 110 \rangle \{100\}$  разделенных таким расстоянием, чтобы взаимодействие между ними не проявлялось.

Размытие антифазных границ оценивалось путем построения графиков зависимости количества «неупорядоченных» атомов в плоскостях, параллельных АФГ, от температуры (рис. 1). Термином «неупорядоченный атом» мы обозначаем атомы, окружение которых на трех координационных сферах не соответствует какой-либо сверхструктуре. Скачки на кривых соответствуют положению антифазных границ.

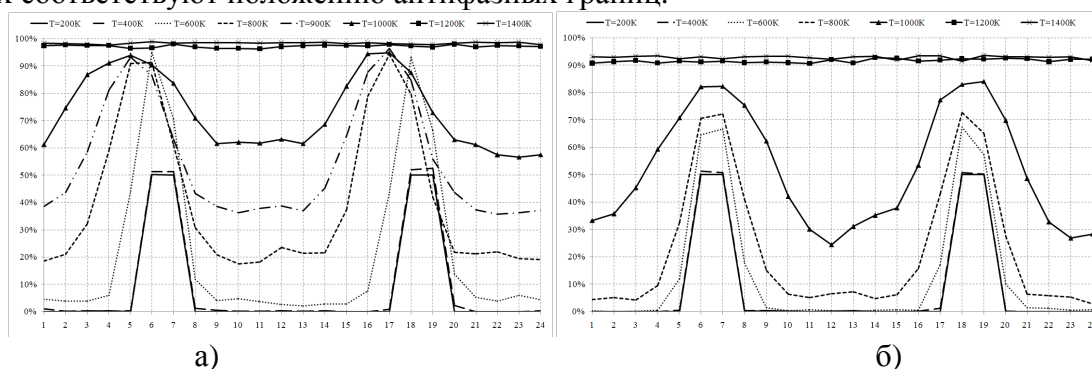


Рис. 1. Температурная зависимость количества «неупорядоченных атомов» в слоях, параллельных антифазным границам, а) в сплаве  $\text{CuPt}$  б) в сплаве  $\text{CuPt}_3$

В сплаве  $\text{CuPt}$  (рис. 1, а) в диапазоне слабоусойчивых состояний антифазные границы размываются и сдвигаются на несколько слоев относительно своего начального положения. Сдвиг центра симметрии границ связан с последовательной трансформацией сверхструктуры  $L1_1$  (на основе ГЦР решетки) в структуру неупорядоченного сплава на основе ГЦК решетки.

В сплаве  $\text{CuPt}_3$  (рис. 1, б) также наблюдается размытие антифазных границ, сопровождаемое процессом фасетирования. Антифазные границы оказывают существенное влияние на структурно-фазовое состояние системы. Процесс разупорядочения в сплавах  $\text{CuPt}$  и  $\text{CuPt}_3$  сопровождается размытием границ, фасетированием и их миграцией.

## Литература

1. Хеерман Д.В. Методы компьютерного эксперимента в теоретической физике: Пер. с англ./ Под ред. С.А. Ахманова.- М.: Наука, 1990. - 176 с.
2. Царегородцев А.И., Горлов Н.В., Демьянов Б.Ф., Старостенков М.Д. Атомная структура АФГ и ее влияние на состояние решетки вблизи дислокации в упорядоченных сплавах со сверхструктурой  $L1_2$ . Физика металлов и металловедение, 1984, Т.58, №2, с. 336-343.
3. Starostenkov M.D., Bakaldin A.V., Tseyzer A.B., Evstigneev V.V. Atom displacement peculiarities in new phase formation zones for  $B2 \leftrightarrow D0_3$  systems / Conference on electronic materials. - abst.- Novosibirsk.- 1992.- p.258-259.



# ВЛИЯНИЕ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ВАКУУМНОГО НАПЫЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Чериханова А.Х., Кантай Н., Тусупжанов А.Е., Ерболатулы Д.

*Восточно-Казахстанский государственный университет  
имени С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан  
ayaulym\_cherihanova@mail.ru*

Поиск эффективных способов упрочнения конструкционных сталей нержавеющей класса остается интересным направлением для исследователей материаловедов. Применение коррозионноустойчивых сталей позволяет продлить срок службы оборудования, сокращает количество аварий, простоев. На прочностные свойства стали оказывают влияние главным образом размеры структурных элементов и фазовое состояние стали [1]. Известно, что нержавеющая немагнитная сталь 12Х18Н10Т обладает высокой коррозионной стойкостью, пластичностью, ударной вязкостью, хорошей свариваемостью, нашла широкое применение в медицине и пищевой промышленности для изготовления деталей конструкций, функционирующих в агрессивных средах [2]. Однако твердость и соответственно износостойкость этой стали не достаточны для использования в условиях интенсивного износа. В связи с этим, в работе поставлена цель исследовать структурно-фазовое состояние и свойства стали 12Х18Н10Т после термомеханической обработки, включающую прокатку и отжиг, а также после вакуумного напыления на её поверхность алюминия и отжига.

В исходном состоянии сталь имеет  $\gamma$ -аустенитную структуру с ГЦК-решеткой, микроструктура состоит из зерен аустенита со средним размером  $d=19$  мкм с множеством двойников. После прокатки на 80% сталь переходит в  $\alpha$ -Fe. По нашему мнению происходит образование мартенсита деформации, о чем свидетельствуют линии на дифрактограммах и повышение микротвердости в 2 раза. После отжига при температуре 600<sup>0</sup>С (30 мин) сохраняется мартенситная структура, дальнейшее повышение температуры отжига приводит не только к рекристаллизационным процессам, то есть росту зерен, но происходит появление пиков  $\gamma$ -аустенита на рентгеновских дифрактограммах.

Если в исходном состоянии микротвердость образцов стали равна  $H_{\mu} = 2507$  МПа, то после прокатки составила  $H_{\mu} = 5372$  МПа. Исследования образцов на мессбауэровском спектрометре подтвердили, что в исходном состоянии сталь находится в аустенитном состоянии, а после прокатки переходит в мартенситное состояние, так как было установлено проявление магнитных свойств у стали после прокатки. Сталь, прокатанная на 80% и отожженная при 1000<sup>0</sup>С (30 мин.), снова переходит в аустенитное состояние и полностью теряет магнитные характеристики.

Далее на поверхность образцов стали 12Х18Н10Т было нанесено покрытие из Al на универсальном вакуумном посту ВУП-5 терморезистивным методом с использованием вольфрамового нагревателя. Образцы с покрытием Al были подвергнуты вакуумному отжигу при температурах 600<sup>0</sup>С, 700<sup>0</sup>С и 800<sup>0</sup>С в течение 1 и 5 часов с целью фазообразования.

Микротвердость стали 12Х18Н10Т после напыления Al и после отжига при 600<sup>0</sup>С (1ч) меняется незначительно, тогда как повышение температуры отжига до 700<sup>0</sup>С привело к эффективному упрочнению поверхности стали, причем увеличение продолжительности отжига с 1-го часа до 5-ти часов, также как и повышение температуры отжига до 800<sup>0</sup>С, не дает вклада в упрочнение стали. В докладе обсуждаются механизмы такого упрочнения.

## Литература

1. Материаловедение: учебное пособие / Л.А. Мальцева М.А. Гервасьев, А.Б. Кутьин – Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ –УПИ, 2007. – 339 с.
2. Сорокин В.Г., Волосникова А.В., Вяткин С.А. и др. Марочник сталей и сплавов. - М.: Машиностроение, 1989. – 640с.

## ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Чиркунова Н.В.<sup>1</sup>, Воленко А.П.<sup>1</sup>, Мулюков Р.Р.<sup>2</sup>, Чуркин В.К.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

natchv@yandex.ru

Для обработки поверхности изделий из нержавеющей стали все чаще применяется метод электролитно-плазменного полирования (ЭПП), имеющий преимущество перед традиционными методами. Применение ЭПП в качестве предварительной подготовки поверхности перед оксидированием позволяет значительно улучшить качество образующихся оксидных слоев по сравнению с химической обработкой [1]. В отличие от механической полировки после обработки стали методом ЭПП наблюдается более высокая коррозионная стойкость [2]. Важнейшими параметрами, определяющими качество полировки, является не только рабочее напряжение, но и температурные условия в приэлектродной зоне и в электролите. Традиционно ЭПП аустенитных нержавеющей сталей проводят в водном растворе, содержащем 4% сернокислого аммония  $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$  или 12% углекислого натрия  $(\text{Na}_2\text{CO}_3)$  при напряжении 250-270 В и температуре электролита 85 - 90°C.

Цель работы исследовать влияние добавки (0,05-0,6%) соляной кислоты HCl в водный раствор электролита, содержащего 4% сернокислого аммония  $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ , на технологические параметры процесса, а также влияние этой добавки и многоэтапной полировки на качество электролитно-плазменной полировки аустенитной нержавеющей стали.

Под многоэтапной полировкой подразумевается последовательная обработка в одном электролите, потом в другом и т.д. Проведенные исследования показали, что введение в водный раствор электролита, содержащего 4% сернокислого аммония  $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ , дополнительно даже небольшого количества (0,05-0,45%) соляной кислоты значительно уменьшает температуру образования стабильной ПГО. Процесс ЭПП в электролите с добавкой соляной кислоты начинается при температуре электролита 35 – 40°C, которая практически не зависит от концентрации добавки. Уменьшение температуры электролита в два раза при ЭПП аустенитных нержавеющей сталей существенно упрощает разработку технологического процесса обработки различных изделий. Измерения с помощью лазерного микроскопа шероховатости поверхности Sa и Ra дают основания утверждать, что введение в электролит добавки соляной кислоты значительно увеличивает, особенно на начальном этапе, скорость полирования, улучшает равномерность и уменьшает шероховатость поверхности на 50%. Проведенные исследования показывают, что многоэтапная полировка позволяет значительно увеличить скорость и равномерность полировки, уменьшить среднее значение шероховатости поверхности нержавеющей стали, что особенно важно при финишной обработке сложно-профильных изделий.

### Литература

1. Чекан Н.М., Багаев С.И., Акула И.П., Паршуто А.А., Акулич В.В. Композиционный материал для аэрокосмических применений // Современные методы и технологии создания и обработки материалов в двух частях, Ч.1. Материалы VII Международной научно-технической конференции, Минск, 2012. С.314–328.
2. Семченко Н.И., Королев А.Ю. Коррозионное поведение аустенитных нержавеющей сталей после электролитно-плазменного полирования // Материалы докладов IV-го Международного симпозиума по теоретической и прикладной плазмохимии, Иваново, Россия, 2005. – С. 406-409.

# ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ TiNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ОТ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
churakovaa\_a@mail.ru

Сплавы на основе Ti-Ni являются известными материалами с эффектом памяти формы (ЭПФ). Характеристики ЭПФ в том числе определяются пределом текучести материала. Перспективным направлением повышения свойств сплавов TiNi является создание в них ультрамелкозернистого (УМЗ) и нанокристаллического (НК) состояния методами интенсивной пластической деформации ИПД, в частности, путем равноканального углового прессования (РКУП) [1]. Методом РКУП возможно получение большего размера заготовок с размером зерна порядка 200 нм [1]. Известным способом, позволяющим увеличить в некоторых материалах плотность дислокаций и повысить прочность, является термоциклирование в области температур мартенситных превращений. Однако значительного фазового наклепа при термоциклировании крупнозернистых (КЗ) сплавов TiNi не наблюдается. Представляется интересным применение термоциклической обработки (ТЦО) к УМЗ сплавам TiNi, а также определение влияния химического состава сплавов на результаты термоциклирования.

Исследования проводили на образцах сплавов  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  (at.%), российского производства, и  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$  (at.%), подвергнутые гомогенизирующей закалке от 800°C в воде. В КЗ состоянии предел текучести ( $\sigma_T$ ) сплава  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  составляет 470 МПа, и при термоциклировании с  $n=20$  циклов увеличивается за счет фазового наклепа до 580 МПа. Также несколько возрастает  $\sigma_B$ . Предел текучести РКУП сплава в результате ТЦО  $n=20$  увеличился с 1180 до 1230 МПа. В состоянии после РКУП и холодной осадки на 40 % (УМЗ-наклепанное состояние) в результате ТЦО  $n=20$  циклов  $\sigma_T$  увеличился с  $\approx 1300$  до  $\approx 1600$  МПа. Стоит отметить, что на кривых растяжения образцов после РКУП+осадка отсутствует площадка фазовой псевдотекучести. Аналогичные исследования, проведенные на сплаве эквиатомного состава, свидетельствуют о том, что предел прочности практически не изменяется в результате термоциклирования даже до  $n=100$ , но при этом, наблюдается повышение предела текучести с 430 до 550 МПа и с 935 до 1120 МПа для КЗ и РКУП состояния соответственно. Пластичность в результате термоциклирования почти не изменяется.

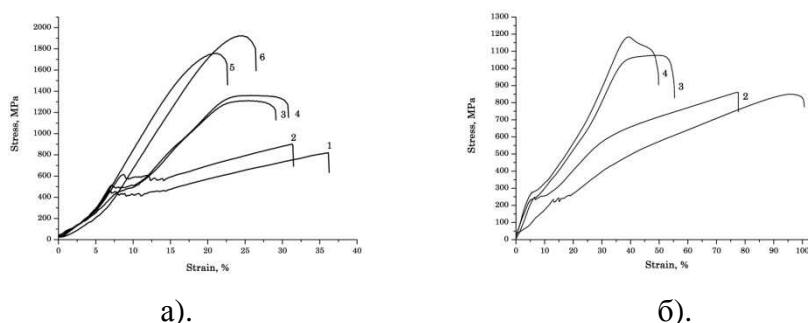


Рис. 1. Графики зависимости «напряжение-деформация» для сплавов: а).  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ , где 1-КЗ, 2-КЗ+ТЦ, 3-РКУП, 4-РКУП+ТЦ, 5-РКУП+осадка, 6-РКУП+осадка+ТЦ б).  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ , где 1-КЗ, 2-КЗ+ТЦ, 3-РКУП, 4-РКУП+ТЦ

## Литература

1. Valiev R.Z., Gunderov D.V., Pushin V.G. // J. Metastable and nanostructured mater. 2005. V. 24-25. P. 7-12.

## НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti-22Al-20Nb-2V-1Mo-0,25Si

Шагиев М.Р.<sup>1</sup>, Галеев Р.М.<sup>1</sup>, Валиахметов О.Р.<sup>1</sup>, Мурзинова М.А.<sup>1</sup>, Алетдинов А.Ф.<sup>1</sup>,  
Валиахметов А.О.<sup>1</sup>, Шен Дж.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Харбинский технологический институт, Харбин, Китай

marat@imsp.ru

В работе изучено сверхпластическое поведение перспективного интерметаллидного сплава Ti-22Al-20Nb-2V-1Mo-0,25Si с однородной ультрамелкозернистой структурой со средним размером зерен  $d \approx 0,2$  мкм, сформированной посредством всесторонней изотермическойковки.

Ультрамелкозернистый интерметаллид демонстрировал признаки низкотемпературной сверхпластичности при  $T=750-800^\circ\text{C}$ . При  $T=800^\circ\text{C}$  и начальной скорости деформации  $8,3 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  было достигнуто рекордное удлинение  $\delta=1100\%$  (Рис. 1).

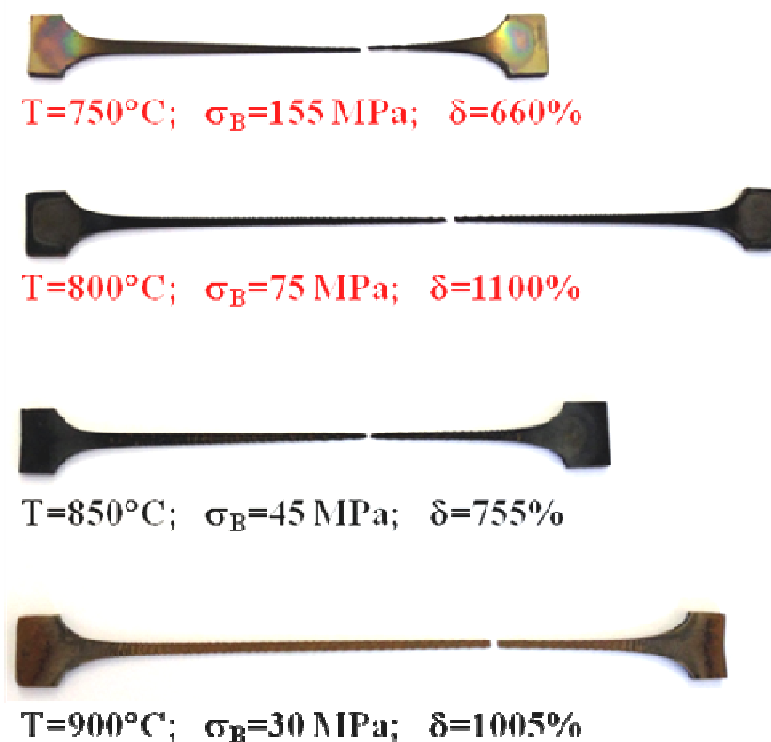


Рис. 1. Образцы ультрамелкозернистого интерметаллида Ti-22Al-20Nb-2V-1Mo-0,25Si, испытанные с начальной скоростью деформации  $8,3 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  при температурах 750-900°C.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научных проектов 11-08-91153-ГФЕН\_а и 11-08-00404\_а.*

# ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НАМАГНИЧЕННОСТИ СПЛАВА $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Шарипов И.З.<sup>1,2</sup>, Мусабилов И.И.<sup>1</sup>, Мулюков Р.Р.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

ilgizsh@mail.ru

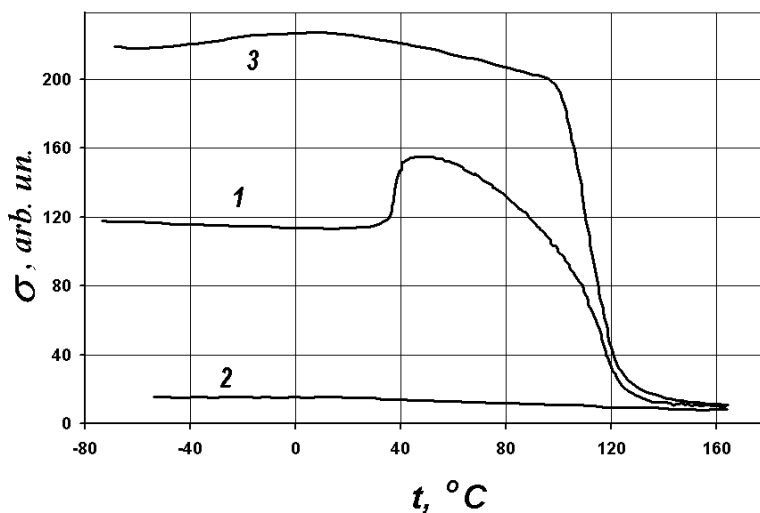
Сплавы Гейслера системы  $Ni_2MnGa$  привлекают внимание исследователей, поскольку они помимо того, что обладают эффектом памяти формы, еще являются ферромагнетиками. Такое необычное сочетание свойств открывает широкие перспективы для применения этих материалов [1].

Магнитные свойства сплава  $Ni_{52}Mn_{24}Ga_{24}$  изучались в различных структурных состояниях.

Исходное состояние крупнозернистое, полученное после кристаллизации сплава. В этом случае температурная зависимость намагниченности образца при нагреве показывает скачок вверх при температуре  $38^\circ C$ , связанный с мартенситно–аустенитным переходом (график 1 на рис.1.). Далее намагниченность плавно снижается к нулю, в соответствии с температурой Кюри  $\sim 120^\circ C$ .

После наноструктурирования методом КГДК на наковальнях Бриджмена ферромагнитные свойства образца исчезают (график 2 на рис.1.), что объясняется высокой плотностью дефектов после интенсивной деформации. Известно, что в сильно дефектной кристаллической структуре ферромагнитное упорядочение затруднено [2].

Последующий отжиг образца при температуре  $400^\circ C$  восстанавливает ферромагнитные свойства материала (график 3 на рис.1.), но мартенситно–аустенитный переход на



температурной зависимости намагниченности не наблюдается. По-видимому, после отжига происходит снижение плотности дефектов структуры, в результате чего становится возможным ферромагнитное упорядочение. Однако кристаллическая структура остается достаточно дефектной, что препятствует мартенситно–аустенитному переходу.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №14-02-31699-мол а.*

Рис.1.

## Литература

1. Бучельников Б.Д., Васильев А.Н., Коледов В.В., и др. Магнитные сплавы с памятью формы: фазовые переходы и функциональные свойства // УФН. 2006. Т. 176. № 8. С. 900.
2. Шарипов И.З., Мулюков Р.Р., Мулюков Х.Я. Влияние нанокристаллической структуры на процесс упорядочения сплава  $Ni_3Mn$  // ФММ. 2003.Т. 95. № 1. С. 47.

# СОЗДАНИЕ РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТИ У СЕТЧАТОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО НОСИТЕЛЯ

Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Шафеев М.Р.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти,  
gryzunova-natalja@yandex.ru*

Развитие химической промышленности невозможно без создания новых технологий производства сырьевых компонентов и продуктов. В значительной мере успехи в этой области определяются широким применением катализаторов, в частности цельнометаллических, имеющих массу достоинств [1], но один крупный недостаток – малую удельную поверхность.

В данной работе предлагается способ увеличения удельной поверхности металлической основы катализатора.

В работе показано, что создавать развитую поверхность сетчатого металлического носителя, например, из нержавеющей стали можно, если предварительно носитель подвергнуть термическому окислению при температурах 750–950° С. При этом в зависимости от температуры среды и времени термообработки можно получить поверхность с вискерной (рис. 1 а) или пористой структурой и сложным рельефом (рис. 1 б).

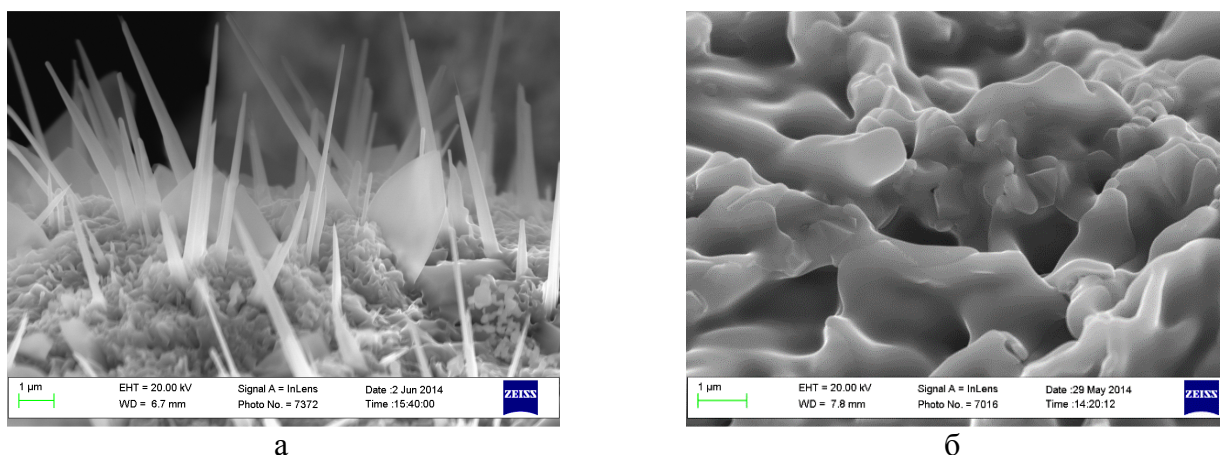


Рис. 1. Поверхность сетчатого носителя из нержавеющей стали 12Х18Н10 после отжига при температуре: а) 800° С; б) 950° С

Рентгеноспектральный анализ поверхности носителя показал, что вискерные и пористые структуры носителя состоят в основном из оксида железа. Такие катализаторы на основе оксида железа можно использовать в производстве аммиака, для дегидрирования олефиновых, алкилпиридиновых и алкилароматических углеводородов и др.

Расширить номенклатуру катализатора можно, если, например, методами соосаждения, электроосаждения, синтезом в обратных мицеллярных системах на металлический носитель с развитой поверхностью нанести частицы другого каталитически активного вещества.

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВПО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.В25.31.0011.*

## Литература

1. Викарчук А.А. Физические основы получения принципиально новых катализаторов на основе меди / А.А. Викарчук, А.Е. Романов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения.* – 2014. – Т.11.– № 1. – С. 87 – 98.

# ВЛИЯНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА

Мухтаров Ш.Х.<sup>1</sup>, Шахов Р.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
shamil@anrb.ru

Уменьшение среднего размера зерен сплава, как известно [1, 2], с одной стороны повышает прочностные свойства при комнатной и повышенных температурах, с другой стороны улучшает обработку давлением за счет повышения пластичности и снижения напряжения при деформации [1, 3]. Для труднодеформируемых никель-железных сплавов, широко используемых в авиадвигателестроении и ракетостроении, такое повышение свойств является необходимым.

Известно, что уменьшение среднего размера зерен никель-железного сплава Inconel 718 до  $d \sim 0,1-1$  мкм повышает технологические свойства, в частности такой сплав может быть использован для низкотемпературной сверхпластической листовой формовки [3]. Ультрамелкозернистая структура была сформирована всесторонней ковкой с поэтапным понижением температуры деформации. В таком структурном состоянии сплав проявляет экстремально высокие прочностные свойства, например временное сопротивление разрыву составляет около 2000 МПа без какой-либо термической обработки, что на 50% выше, чем у термически обработанного сплава с крупнозернистой структурой [4]. Обычно перед применением сплав подвергают упрочняющей термической обработке для выделения дисперсных упрочняющих фаз.

В настоящей работе определены усталостные свойства мелкозернистого сплава Inconel 718. Для сравнительных исследований использовали сплав с ультрамелкозернистой структурой ( $d=0,1$  мкм) без термической обработки, мелкозернистый сплав со средними размерами зерен 4,5 мкм и 10 мкм после стандартной упрочняющей термической обработки. Малоцикловая усталость проводилась при комнатной температуре и 650°C, и сравнивалась с литературными данными сплава в крупнозернистом состоянии. Исследование влияния среднего размера зерен на усталостную прочность сплава Inconel 718 показали, что малоцикловая усталость сплава с различной структурой при комнатной температуре и при деформации 1% были одинаковы. Предполагается, что при температуре 650°C сплав Inconel 718 имеет максимальные значения малоциклового усталости при среднем размере зерен около 20 мкм. После испытаний при температуре 650°C наблюдалось увеличение количества дислокаций и двойников на пластинах  $\delta$  фазы. Исследование поверхности изломов показало, что на всех образцах с мелкозернистой структурой по краям имеются следы деформации. Это связано с образованием трещин с поверхности образцов и ее развития до разрушения за несколько циклов. Показано, что увеличение среднего размера зерен сплава ведет к более развитой поверхности разрушения при усталостных испытаниях.

## Литература

1. *Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З.* Сверхпластичность, измельчение структуры и обработки трудно-деформируемых сплавов. М.: Наука, 2002, 438 с.
2. *Song Y.S., Lee M.R., Kim J.T.* Effect of grain size for the tensile strength and the low cycle fatigue at elevated temperature of alloy 718 cogged by open die forging press // *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives*. 2005. P. 539.
3. *Mukhtarov Sh., Valitov V., Dudova N.* Properties of Bulk and Sheet Micro-, Submicro-, and Nanocrystalline Alloy 718 // *Superalloys 718, 625, 706, and Various Derivatives*. 2005. P. 507.
4. *Mukhtarov Sh.* Effect of grain size on the superplastic behavior of a nanostructured nickel-based superalloy // *Material Science Forum*. 2010. Vol. 633-634. P. 569.

## НАНОСТРУКТУРНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

**Борисов С.В., Богданова Е.А., Широкова А.Г., Григоров И.Г., Сабирзянов Н.А.,  
Шепатковский О.П., Кожевников В.Л.**

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург  
chemi4@rambler.ru*

Создание и внедрение имплантатов нового поколения в ортопедии и травматологии является сегодня важнейшей и неотложной задачей медицины. Только в стоматологии в наше время ежегодный прирост потребления имплантатов достигает 30% [1]. Ужесточение требований к качеству этой продукции приводит к отказу в использовании медицинского инструментария из нержавеющей стали, широко применяемой в прошлом веке. Для снижения возможности аллергических реакций человеческого организма на легирующие элементы стали в ИХТТ УрО РАН был разработан способ покрытия нитридом титана спиц из стали 12Х18Н9 для чрескожного остеосинтеза [2]. Полученное наноструктурное покрытие обладало ярко выраженными биоинертными свойствами при сохранении прочностных характеристик стали. Однако сегодня все большее распространение в изготовлении костных имплантатов получают высокопористые ячеистые материалы (ВПЯМ). Нами разработан метод получения материала для производства костных имплантатов на основе высокопористого никелида титана с покрытием из ультрадисперсного гидроксиапатита (ГАП). Никелид титана обладает хорошими пластическими и биоинертными свойствами, а ГАП оказывает положительное влияние на процесс остеосинтеза. Первый получали методом электродугового ионно-плазменного напыления на установке ННВ 6.6 И1 взаимодействием осаждаемого титана с пористым никелем. Второй – в коллоидной высокодисперсной форме методом осаждения из растворов [3]. Поскольку осажденный ГАП частично разлагается уже при 800°C, нами предложен способ нанесения покрытия, исключающий нагрев и позволяющий сохранить фазовый состав и высокую биологическую активность ГАП. Метод ступенчатой вакуумной пропитки водной суспензией ГАП образца высокопористого никелида титана с последующей сушкой на воздухе обеспечивает прирост массы образца ~45 мас.% [4]. Разработанная методика получения биокомпозита позволяет дозировать и в широких пределах вести заполнение пор каркаса ГАП, направленно формируя структуру и медико-биологические свойства имплантата.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программ фундаментальных исследований Президиума УрО РАН (проект № 12-П-3-1003) и инициативных фундаментальных исследований УрО РАН (проект № 12-У-3-1008).*

### Литература

1. *Гарафутдинова М.А., Астахов М.В., Колобов Ю.Р. и др.* Методы модификации поверхностей материалов и формирования биоактивных покрытий на медицинских имплантатах // *Материаловедение*. 2013. № 12. с. 44-52.
2. *Борисов С.В., Шепатковский О.П., Тарасов В.В., Кожевников В.Л.* Способ получения покрытия на биоспице для остеосинтеза. Патент РФ № 2465018. Оpubл. 27.10.2012, Бюл. №30.
3. *Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г.* Способ получения суспензии гидроксиапатита. Патент РФ № 2406693. Оpubл. 20.12.2010, Бюл. № 35.
4. *Борисов С.В., Богданова Е.А., Григоров И.Г., Ермаков А.Н., Кожевников В.Л., Смирнов С.В., Шепатковский О.П., Широкова А.Г.* Биосовместимый пористый материал и способ его получения. Заявка № 2013149842 от 07.11.2013.



## АНАЛИЗ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg

Яковцева О.А., Михайловская А.В., Левченко В.С., Портной В.К.

НИТУ «МИСиС», г. Москва  
yakovtseva@mail.ru

В настоящее время существует много работ по изучению механизмов сверхпластической деформации (СПД) сплавов. В литературе существуют различные мнения о приоритетном механизме СПД, и мало данных о том, как зависит вклад разных механизмов от структурных параметров сплавов. Цель работы - анализ вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации в общее удлинение для сплавов с разным размером дисперсных частиц и разным размером зерна.

Объектами исследования являлись сплавы типа AA5083: Al-4.9%Mg-0.6%Mn и Al-4.9%Mg-0.6%Mn-0.25%Cr. В качестве методов изучения механизмов деформации использовали изучение изменений поверхности в процессе деформации образцов с маркерными царапинами и маркерной сеткой [1-3], анализ зеренной и дислокационной структуры в ПЭМ. Для исследования механизмов СПД образцы деформировали при оптимальном режиме СПД при температуре 550 °С и скоростях  $(0,5-2,0) \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

Показали, что добавка хрома обеспечивает более мелкое и стабильное при сверхпластической деформации зерно, благодаря более дисперсным частицам вторых фаз. Зерно непрерывно растет в сплаве без добавки хрома, в сплаве с хромом только несколько вытягивается в первые 50% деформации, а при деформации до 300% остается постоянным. В сплаве с добавкой хрома идет интенсивный процесс динамической полигонизации во время деформации, выявленный по анализу дислокационной структуры и EBSD-карт. В сплаве с хромом выявлены зоны свободные от выделений, количественный анализ которых позволил оценить вклад диффузионной ползучести.

В процессе СПД на поверхности образцов образуются ориентированные вдоль оси деформации складчатые зоны - в сплаве с хромом в «мантии» зерна, а в сплаве без хрома на всей поверхности зерен. Методом ионного травления были сделаны поперечные срезы, и, показано, что под складками оксида проходят границы зерен. Вклад зернограничного скольжения (ЗГС), определенный по смещению маркерных царапин или линий сетки после деформации от 0,1 до 0,4 в сплаве с добавкой хрома не превышает 10 %, в зависимости от метода измерения, а в сплаве без добавки хрома 25 %. Значительный вклад вносит деформация за счет разворота зерен. Вклад внутриверного дислокационного скольжения в сплаве с марганцем доходит до 40%, а в сплаве с марганцем и хромом не превышает 10-20%.

*Работа выполнена при поддержке Министерства Образования РФ в рамках Государственного задания на 2014-2016 гг. и Гранта Президента РФ (№14.125.13.232-МК).*

### Литература

1. Portnoy V.K., Novikov I.I. Evaluation of grain boundary sliding contribution to the total strain during superplastic deformation. *Scr. Materialia*, 1999, V. 40, №1, P. 39–43.
2. M.A. Rust, R.I. Todd. Surface studies of Region II superplasticity of AA5083 in shear: Confirmation of diffusion creep, grain neighbor switching and absence of dislocation activity. – *Acta Materialia* 59 (2011) 5159–5170.
3. K. Sotoudeh, P.S. Bate, Diffusion creep and superplasticity in aluminium alloys, *Acta Materialia* 58 (2010) 1909–1920

# ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИСТОВ ПЛАКИРУЮЩЕГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЯ Al-Mg-Cu-Zn-Zr

Мочуговский А.Г., Михайловская А.В., Портной В.К.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
mochugovskiy@mail.ru*

В связи созданием нового сплава на основе системы Al-Zn-Mg-Cu, обладающего высокой прочностью и сверхпластичностью при скоростях  $10^{-2}$ -  $10^{-1}$  с<sup>-1</sup> [1, 2], но с плохой коррозионной стойкостью, возникла необходимость в разработке сверхпластичного сплава для антикоррозионной плакировки. Известно, что высокие показатели сверхпластичности у материала обеспечиваются наличием микрозернистой (МЗ) структуры (с размером зерна менее 10 мкм) [3,4]. Основным подход для формирования МЗ структуры в алюминиевых сплавах основан на возможности переходных металлов образовывать с алюминием аномально пересыщенный твердый раствор, в процессе распада которого при последующей термической и деформационной обработке формируются дисперсоиды фаз алюминия с переходными металлами, препятствующие миграции границ зерен, а как следствие росту зерен при высокотемпературном отжиге и во время сверхпластической деформации [5,6].

Цель данного исследования - разработка состава и технологических параметров получения листов, предназначенных для защитной антикоррозионной плакировки сплава системы Al-Zn-Mg-Cu, а также технологических параметров получения слоистого сверхпластичного листа. Для исследования были выбраны сплавы с различным содержанием дисперсоидообразующих переходных металлов. Технологические операции включали в себя сочетание термической обработки и прокатки. В результате исследований были выбраны сплавы с удовлетворительной сверхпластичностью (удлинение 300 % при скорости деформации  $5 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> и 460°C) и разработана технология плакировки. Слоистый материал имеет показатели сверхпластичности на уровне основного сплава, при этом позволяет обеспечить защиту от коррозии, что подтверждено испытаниями на общую коррозию по стандарту ASTM G – 110 – 92.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (№ 14.125.13.232-МК).*

## Литература

1. A.V. Mikhaylovskaya, A.D. Kotov, A.V. Pozdniakov, V.K. Portnoy, A high-strength aluminium-based alloy with advanced superplasticity, Journal of Alloys and Compounds, 599 (2014) 139-144.
2. В.К. Портной, А.В. Михайловская, А.Ю. Чурюмов, Ю.В. Синагейкина, А.Д. Котов, патент РФ — №2011133287/02, Сверхпластичный сплав на основе алюминия, заявл. 09.08.2011, опубл. 20.02.2013.
3. В.К. Портной. Роль оптимизации гетерогенности в подготовке ультрамелкозернистой структуры сверхпластичных сплавов. Изв. Вузов. Цветная металлургия, 1 (1985) 93-107.
4. М.В. Маркушев, О принципах деформационных методов измельчения зерен алюминиевых сплавов до ультрамелких размеров. I. Мелкозернистые сплавы, Физика металлов и металловедение, 108 (2009) 46 – 53.
5. F.J. Humphreys, Recrystallization mechanisms in two-phase alloys, Metal Science, 9 (1979) 136-145l.
6. F. J. Humphreys, A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures –II. The effect of second-phase particles, Acta mater., 45 (1997) 5031-5039.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОТЫ $\alpha \rightarrow \beta$ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЛУТОНИЯ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ОБЪЕМНОМ НАГРЕВЕ ОБРАЗЦОВ

Кордюков В. Н., Лясота А. М.

*Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИ технической физики, г. Снежинск*

456770, Россия, Снежинск, Челябинской области, а/я 245

Fax: 35146-51101, E-mail: dep5@vniitf.ru

Представлены постановка и результаты измерения одного из основных фундаментальных свойств нелегированного плутония – теплоты  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения. Измерения проведены в условиях нестационарного объемного нагрева плутония в процессе нейтронного облучения образцов на импульсном ядерном реакторе (ИЯР).

В основу экспериментов положено определение заданной степени фазового превращения (ФП) плутония по изменению электрического сопротивления образца, измеренного при одной и той же температуре  $\sim 100^\circ\text{C}$  в состоянии  $\alpha$  фазы до нейтронного облучения и в состоянии метастабильной  $\beta$  фазы после нейтронного облучения, завершения  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения и охлаждения до этой температуры измерений.

Необходимая степень ФП достигалась в процессе импульсного объемного нагрева плутония при нейтронном облучении образца в канале активной зоны ИЯР ЯГУАР. Значение выделившейся в образце энергии деления ядер плутония определялось путем измерения абсолютного разогрева рабочего тела детектора монитора, изготовленного из диоксида плутония, и относительной активности индикаторов, изготовленных из оксида урана 235, размещенных на рабочем образце и детекторе мониторе.

По результатам измерения введенной энергии и соответствующего изменения электрического сопротивления за счет нагрева и частичного или полного  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения плутония в последовательности экспериментов с нейтронным облучением образца на ИЯР строилась зависимость изменения электрического сопротивления образца от введенной энергии. В области значений измеренных параметров, соответствующих  $\alpha \rightarrow \beta$  превращению плутония, зависимость имела линейный характер. Тангенс угла наклона прямой отражает отношение изменения электрического сопротивления при фазовом превращении к теплоте  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения.

Из экспериментально измеренного тангенса угла наклона и значения изменения электрического сопротивления при полном фазовом превращении определяется теплота  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения.

## ТОНКОСЛОЙНЫЕ НЕОРГАНИЧЕСКИЕ СОРБЕНТЫ В ЗАДАЧАХ ЭКОЛОГИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Цветохин А.Г., Бегенков Н.Д.

*Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИ Технической физики, г.Снежинск  
456770, Россия, Снежинск, Челябинской области, а/я 245  
Fax: 35146-51101, e-mail: dep5@vniitf.ru*

«Совместная работа разнородных материалов дает эффект, равносильный созданию нового материала, свойства которого качественно и количественно отличаются от свойств каждого из его составляющих».

А. Дитц.

Основная идея, заключенная в этих словах ученого, состоит в том что композиционный материал (композит), составленный из двух и более компонентов, может оказывать сорбционное действие по отношению к отдельным радионуклидам совсем не так как его составляющие. В композиционном материале часто удается совместить требования высокой емкости с селективностью, и\или критерии к выбору неорганических сорбентов, что приводит к значительной экономии материалов, повышению сорбционной емкости (на единицу массы).

В РФЯЦ - ВНИИТФ совместно с Уральским Федеральным университетом (ранее УГТУ - УПИ) по патенту на изобретение № 2356619 с приоритетом от 2007 года разработан способ получения тонкослойного сорбента на основе природного цеолита (клиноптилолита), представляющего собой гранулы клиноптилолита, покрытые слоем сорбирующего вещества (гидроксида титана). Этот материал обладает специфичностью и высокой селективностью к ряду радионуклидов и тяжелых металлов, имеет хорошую кинетику извлечения и устойчив в широком диапазоне рН, проявляет стойкость при термическом и радиационном воздействии. Полученный сорбент обладает важными промышленными характеристиками для практического использования, в том числе:

- механическая стабильность по отношению к растворам электролитов;
- повышенная сорбируемость по отношению отдельным радионуклидам (урану, цезию, стронцию);
- жесткая фиксация поглощенных изотопов, которую можно существенно усилить термической обработкой использованных сорбентов, обеспечивает надежность и безопасность их захоронения.

Технология получения тонкослойного сорбента позволяет синтезировать материалы с различными техническими характеристиками (сорбционная емкость, толщина сорбирующего слоя, размер гранул) в зависимости от поставленной задачи.

Уникальными свойствами обладают естественные композиции, над которыми потрудились сама природа. Вспомним кости, в которых твердая хрупкая костная ткань связана прочным мягким белковым веществом; в стволе древесины волокна целлюлозы связаны лигнином. Уже первобытный человек применял слоистые луки для повышения их упругости.

Имеющиеся теоретические и экспериментальные данные, а также результаты практического применения композиционных сорбционных материалов - настоящая революция в технологии и технике неорганических сорбентов.

Новый неорганический композиционный сорбент - материал нового типа.

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И КОЛИЧЕСТВА ПЕРЕХОДОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 12X18H10T ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Садикова Э.И.<sup>1</sup>, Закирова А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
albinaz@imsp.ru

Развитие нефтегазовой, химической промышленности и строительства предъявляет все более высокие требования к качеству и прочностным характеристикам коррозионно-стойких сталей. Однако этот класс материалов традиционно считается термонеупрочняемым. В то же время важным направлением современного материаловедения, наряду с созданием новых материалов, является улучшение служебных свойств существующих материалов. Один из способов улучшения механических свойств конструкционных материалов – создание сложных высоколегированных специальных систем, которые, в конечном итоге, приводят к существенному удорожанию конструкций, что не всегда оправдано и не может служить альтернативой упрочняющей термообработке. Так, в последнее время перспективным направлением эффективного повышения свойств термонеупрочняемых материалов выступает формирование в них ультрамелкозернистых (УМЗ) состояний методами интенсивной пластической деформации (ИПД). [1, 2] Равноканальное угловое прессования (РКУП), обеспечивающее большие степени деформации без разрушения материала является одним из самых популярных способов ИПД, позволяющим получать массивные заготовки с УМЗ структурой. Таким образом, применение РКУП обработки к коррозионно-стойким сталям представляется перспективным способом их упрочнения. Для эффективного управления структурой материала, а значит и его свойствами необходим комплекс исследований, с целью определения оптимальных режимов РКУП.

В представленной работе авторами проведено сравнительное исследование эволюции микроструктуры и свойств стали 12X18H10T при РКУП с разными температурами (400, 500, °C) и степенями деформации (4, 6 циклов РКУП).

Показано что, после РКУП формируется смешанная, преимущественная УМЗ структура с высокой плотностью дефектов. Заметны полосы течения материала, свидетельствующие о неравномерности деформации. Измельчение структуры произошло более интенсивно при 400°C

Изменения температуры деформирования не повлияли на равномерность распределения микротвердости по диаметру диска, в то время как при температуре деформации 500°C были получены более высокие значения микротвердости стали. Рост количества переходов РКУП при 500°C привел к выделению мартенситной фазы, что способствовало снижению уровня микронапряжений в основной аустенитной фазе стали.

## Литература

1. *Валиев Р.З., Эстрин Ю. Т.* Получение объемных ультрамелкозернистых материалов методом интенсивной пластической деформации // Нанотехника. – 2006. - №4. - С. 57-65.
2. *Салищев, Г. А., Зарипова Р. Г., Закирова А. А.* Структура и механические свойства нержавеющей сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. - №2 (608), С. 27-32.

# ОБЪЕДИНЕНИЕ EBSD-МЕТОДИК С МЕТОДАМИ ПОСЛОЙНОЙ ТОМОГРАФИИ

Аверичкин А.П., Лукашова М.В.

ООО «ТЕСКАН», г. Санкт-Петербург  
LukashovaMV@tescan.ru

На сегодняшний день метод анализа картин дифракции отраженных электронов (так называемый EBSD) приобретает все большую популярность благодаря своим уникальным характеристикам — например таким, как возможность выполнять микротекстурный анализ с пространственной локальностью в 10–30 нм, определять угол разориентации между соседними зернами с точностью в десятые доли градуса, оценивать внутренние напряжения в зернах и проч. При этом особенно впечатляющие результаты дает объединение EBSD-методик с методами послойной томографии, разработанными производителями сканирующих электронных микроскопов с двойным пучком (DualBeam-платформ). Одним из ведущих мировых производителей сканирующих электронных микроскопов является компания «TESCAN ORSAY HOLDING, a.s.». В настоящее время установлено более 1600 сканирующих электронных микроскопов марки TESCAN в 60 странах мира, а на территории РФ и стран СНГ — более 150 микроскопов. Среди пользователей TESCAN научные центры РАН, НИИ, ядерные центры, ведущие криминалистические подразделения МВД и другие организации.

Суть метода 3D EBSD заключается в том, что ионный пучок DualBeam-микроскопа послойно стравливает материал, регистрируются EBSD-карты каждого среза и эти карты объединяются в трехмерные массивы EBSD-данных, а специализированное программное обеспечение предлагает богатые возможности их обработки и интерпретации (рис. 1). Отметим две уникальные особенности, характерные для 3D EBSD методик в исполнении TESCAN:

– между стадиями травления ионным пучком и стадиями накопления EBSD-карт **не требуется никаких перемещений образца и/или детекторов!** Стационарная геометрия эксперимента дает существенный выигрыш и в скорости, и в точности результатов;

– TESCAN на данный момент единственный в мире производитель, который предлагает две модели DualBeam-микроскопов: 1) микроскоп TESCAN LYRA, в котором в качестве источника ионов используется традиционный для всех производителей жидкометаллический источник ионов Ga; 2) микроскоп TESCAN FERA, в котором применяется плазменный источник ионов Хе. Скорость травления материала с помощью плазменной ионной пушки приблизительно в 50 раз быстрее, чем скорость с традиционными источниками ионов Ga<sup>+</sup>.

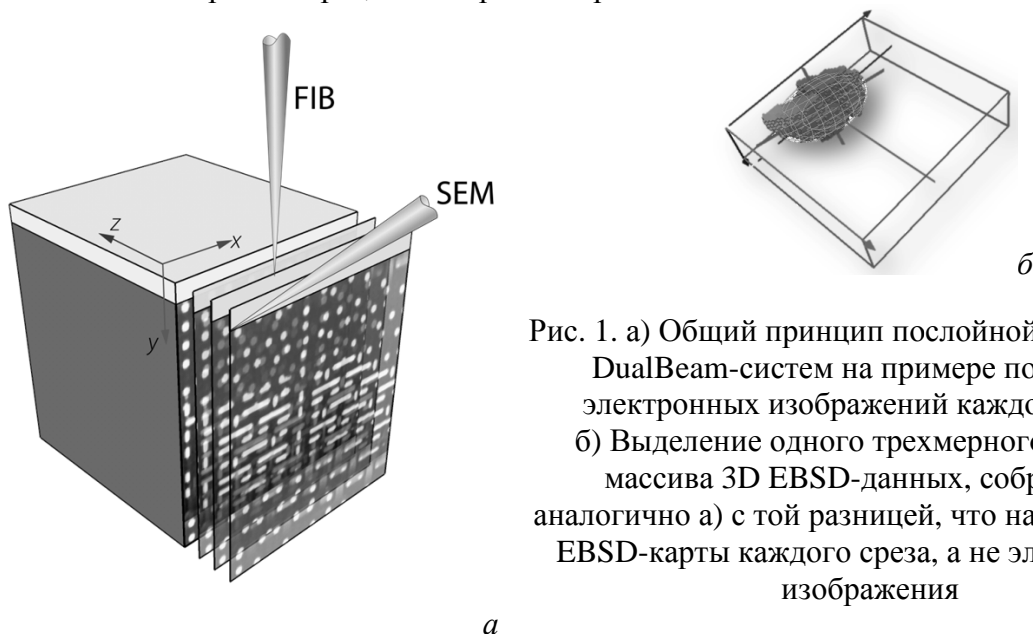
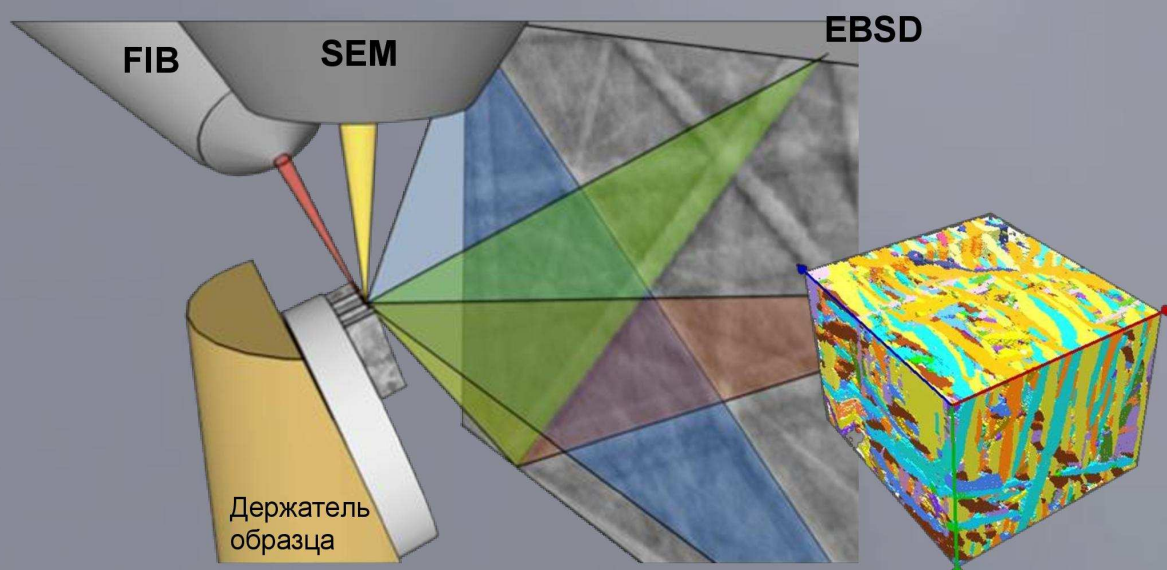


Рис. 1. а) Общий принцип послойной томографии DualBeam-систем на примере получения электронных изображений каждого среза; б) Выделение одного трехмерного зерна из массива 3D EBSD-данных, собранного аналогично а) с той разницей, что накапливались EBSD-карты каждого среза, а не электронные изображения

а

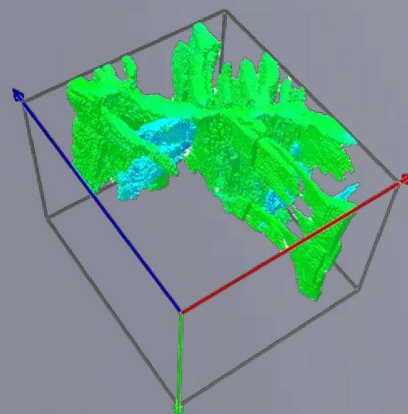
# TESCAN предлагает

## 3D EBSD без перемещений образца между этапами FIB-травления и EBSD-сканирования



### Преимущества 3D EBSD неподвижного образца:

- **выше скорость и точность сбора данных**, так как не требуется время на механические перемещения образца и последующую коррекцию его смещения;
- **выше качество EBSP-картин**, так как экран EBSD-камеры может быть придвинут максимально близко к образцу;
- **процесс настройки легче**, а также имеются готовые шаблоны для автоматизации исследований.



### Некоторые способы представления данных:

- цветокодирование по углам Эйлера;
- визуализация отдельных зёрен.





Компания ООО «ТЕСКАН»  
195220, Российская Федерация, Санкт-Петербург, Гражданский пр., д. 11, а/я 24  
Тел. +7 (812) 322-58-99,  
Факс: +7 (812) 322-58-98  
E-mail: info@tescan.ru  
www.tescan.ru

ООО «ТЕСКАН» - официальный торгово-технический представитель компании-производителя сканирующих электронных микроскопов TESCOAN ORSAY HOLDING, a.s. на территории РФ и СНГ. Поставка, монтаж, гарантийное и сервисное обслуживание, модернизация и методическая поддержка сканирующих электронных микроскопов марки TESCOAN. Обучение правилам эксплуатации, семинары для пользователей микроскопов TESCOAN. Созданы демонстрационно-методические центры TESCOAN в Санкт-Петербурге, Москве и Екатеринбурге, где будущие пользователи могут познакомиться с функциональностью оборудования на примере исследования *своих образцов*, а значит, подобрать комплектацию, максимально удовлетворяющую их задачам.

Также поставляется/поддерживается оборудование, расширяющее возможности растровой электронной микроскопии — системы микроанализа Oxford Instruments, оборудование для пробоподготовки Quorum Technologies, Buehler, аналитическое и вспомогательное оборудование GATAN, системы компенсации внешних электромагнитных полей Spicer Consulting. Инженеры ООО «ТЕСКАН» прошли соответствующее обучение и имеют сертификаты от всех перечисленных производителей, поэтому пусконаладка всего комплекта оборудования происходит одновременно «под ключ».

TESCAN Ltd. (CIS)  
195220, Russian Federation, Saint-Petersburg, Grazhdansky pr., 11  
Phone +7 (812) 322-58-99,  
Fax: +7 (812) 322-58-98  
E-mail: info@tescan.ru  
www.tescan.ru

TESCAN, a leading global supplier of scanning electron microscopes and focused ion beam workstations, and ORSAY PHYSICS, a world leader in customized focused ion beam and electron beam technology, have merged to form TESCOAN-ORSAY HOLDING. TESCOAN brand (founded in the summer of 1991) is well known for its innovation and openness to work with researchers and customizing applications to fit specific analytical needs. TESCOAN excels in development of integrated solutions for scanning electron and focused ion beam microscopy, scientific hardware and software innovations. TESCOAN — the leading provider of scientific instrumentation — continues the tradition of excellence in SEMs. During 23 years of its existence, the TESCOAN brand has built a reputation of quality, reliability and innovation, with over 1600+ SEMs, installed in more than 60 countries.



## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абакумова Н.Н.	78	Белоусов В.В.	141
Абзгильдин Я.А.	67	Белянушкин А.В.	93
Абрамова А.Н.	80	Бетенеков Н.Д.	232
Абрамова Е.А.	79	Биккулова Н.Н.	82,83
Абрамова М.М.	113, 134, 178, 185,186	Благовещенский Ю.В.	97
Аверичкин А.П.	234	Бобров А.А.	31, 143, 144, 175, 176
Автокротова Е.В.	63, 81, 98, 125, 154, 169	Богданова Е.А.	228
Акманова Г.Р.	82, 83	Боева М.К.	83
Аксенов Д.А.	84, 212	Болдин М.С.	94, 95, 96
Александров И.В.	43, 69, 134, 185	Бордулев Ю.С.	20, 36
Алексеев М.А.	143, 145	Борисов А.А.	58
Алетдинов А.Ф.	85, 224	Борисов С.В.	156, 228
Алиева М.М.	11	Бродова И.Г.	26, 65
Алиева Р.В.	11	Будовских Е.А.	76, 132, 202
Алымов М.И.	4	Букреева К.А.	74
Альмухаметов Р.Ф.	107	Бутусова Е.Н.	143
Антипов Е.В.	158	Былина И.С.	97
Антонова А.В.	104	Быля О.И.	98
Антонова Н.М.	14	Бычков В.М.	43
Астанин В.В.	43, 201, 214, 215		
Астафурова Е.Г.	59, 71, 164	Вайлерт В.А.	68
Астафьев В.В.	26, 65	Вайсмюллер Й.	25
Афанасьев С.В.	156	Валеев И.Ш.	99, 100, 211
Афоница Л.П.	200	Валеева А.А.	41
Ахунова А.Х.	52, 86, 87, 103, 159, 192	Валеева А.Х.	99, 100, 211
Бабичева Р.И.	88	Валиахметов А.О.	101, 224
Багирова Ш.Р.	11	Валиахметов О.Р.	101, 224
Базылева О.А.	33	Валиев Р.З.	158, 213
Баимова М.А.	112	Валитов В.А.	33, 34, 52, 87, 102, 103, 105, 109, 110, 140
Баимова Ю.А.	62, 187	Валитова Э.А.	104
Байдимиров Д.В.	114	Валитова Э.В.	33, 52, 87, 103, 105, 140
Балапанов М.Х.	89, 90	Васильев А.А.	106
Басова Е.С.	29	Васильев А.Л.	23
Батулин А.А.	20, 55, 61	Васин Р.А.	98
Бахметьев А.М.	145	Вахиох Я.М.	171
Бахтеева Н.Д.	23		
Бачурин Д.В.	25, 72		
Бейгельзимер Я.Е.	79		
Белозерова А.А.	91, 92, 117		

Ващук Е.С.	132, 202	Гумеров А.М.	78
Викарчук А.А.	35, 226	Гундеров Д.В.	9, 158, 223
Вирясова Н.Н.	144		
Воленко А.П.	222	Даниленко В.Н.	18, 69
Вольфкович Ю.М.	38	Дедюхина Е.В.	92
Воронцова К.А.	91, 92	Демидова М.А.	143
Вострецова Е.Н.	199	Денисова А.Г.	115
		Дерюгин Е.Е.	8
Габдрахманова Л.А.	107	Джафарли Р.	37
Габдуллин А.У.	114	Джафаров М.А.	37
Гайсин Р.А.	70, 108	Джахангирова С.А.	37.
Гайсина Э.Р.	70, 108	Дильмухаметова А.М.	215
Галеев Р.М.	85, 101, 148, 191, 196, 224	Дмитриев С.В.	24, 52, 62, 74, 78, 87, 88, 103, 106, 122, 123, 135, 150, 159, 166, 187, 192, 195, 205, 216
Галимов А.К.	179, 214	Добаткин С.В.	59
Ганеев А.А.	109, 110	Добаткина Т.В.	116
Гареева А.Ю.	84	Дорогин Л.М.	80
Гареева Л.	43	Дорогов М.В.	35, 80
Гаршев А.В.	68	Дорошенко Р.А.	197
Гасенкова И.В.	171	Доценко И.Н.	114
Гатина С.А.	11	Дроздов А.А.	33, 102, 104
Гладковский С.В.	148, 190	Дубовский А.Л.	51
Глезер А.М.	60	Дударева Н.Ю.	134
Глухов И.А.	54	Дятлова Я.Г.	183
Голобородько А.Н.	198		
Голосов Е.В.	49	Евдокимова О.В.	117
Гончаренко Е.А.	111	Екомасов А.Е.	205
Гордополова Л.В.	4	Екомасов Е.Г.	78, 205
Гранский А.А.	219	Елистратова Е.Н.	65
Григорьев И.Г.	228	Ерболатулы Д.	22, 221
Григорьев М.В.	188	Ерёмин А.М.	120
Гришков В.Н.	20, 55, 61, 133	Ерошенко А.Ю.	54
Громов В.Е.	76, 132, 142, 202	Жапова Д.Ю.	55, 61
Грызунов А.М.	113	Жидков М.В.	49
Грызунова Н.Н.	115, 226	Жиляев А.П.	19, 118
Грязнов М.Ю.	144, 145, 176	Зайнуллина Л.И.	134
Гудимова Е.Ю.	73	Закирова А.А.	233

Зарипов Н.Г.	119	Кашин О.А.	55, 133
Захаров П.В.	120, 163	Киселева С.К.	43, 134, 178
Захарова М.А.	73	Кистанов А.А.	135, 166
Звездин К.А.	205	Кищик А.А.	136, 137
Зельдович В.И.	219	Классман Е.Ю.	138, 139
Землякова Н.В.	121, 155	Классман П.А.	138, 139, 140
Зиновьев А.В.	122, 123	Климашин А.А.	141
Золоторевский Н.Ю.	3	Климашина Е.С.	68
Зубко В.И.	124	Кобзарева Т.Ю.	142
Зубко Д. В.	124	Кожевников В.Л.	228
Иванов Ю.Ф.	132	Козлов А.Ю.	113
Иванова А.И.	23	Козлова Н.А.	143, 144, 145
Ивченко В.А.	21	Козлова Т.А.	164
Ильясов Р.Р.	98, 125	Колесник В.Г.	29
Имаев В.М.	70, 108, 173, 174	Колобов Ю.Р.	49
Имаев М.Ф.	17, 129, 130, 131, 180, 181, 182, 217	Комаров А.И.	51
Имаев Р.М.	70, 108, 173, 174	Комарова В.И.	51
Иноземцев А.А.	45	Конькова Т.Н.	118, 146
Ионин А.А.	49	Копылов В.И.	20, 31, 143, 144, 145, 175, 176
Исаева Н.В.	96	Кордюков В. Н.	231
Искандарова И.Р.	126	Корзников А.В.	36, 85, 146, 148, 149, 190, 196
Исламгалиев Р.К.	126	Корзникова Г.Ф.	85, 146, 149
Ишембетов Р.Х.	89, 90	Корзникова Е.А.	150
Кабиров Р.Р.	127, 128, 206	Королькова И.Г.	116
Кабирова Д.Б.	129, 130, 131	Котенева М.В.	75
Кайрыев Н.Ж.	39	Котов А.Д.	58
Камалетдинова Р.Р.	140	Котречко С.А.	12
Кантай Н.	22, 221	Кошовкина В.С.	59, 71
Капралов Е.В.	132	Крейберг А.Ю.	9
Караева М.В.	178, 186	Криницкий А.С.	151
Каргаполов К.С.	76	Криськов Ц.А.	151
Касмамытов Н.К.	39	Кропотов В.А.	45
Катаева Н.В.	156	Круглов А.А.	15, 56, 152
Кашаев Р.М.	208	Круковский К.В.	133, 153
Кашап Б.П.	169	Крымский С.В.	63, 154

Кудрявцев Р.В.	49, 78	Маркушев М.В.	63, 66, 81, 98, 125, 154, 169, 177
Кудряшов С.В.	49	Маткинский О.М.	151
Кузнецов П.В.	36	Медведев А.Ю.	43
Кулагин Р.Ю.	79	Медведев Н.Н.	120, 163
Кулиева Э.М.	11	Межиловская Л.И.	97
Кульков С.Н.	40, 188	Мейснер Л.Л.	73
Кутербеков К.А.	90	Мелехин Н.В.	31, 143, 144, 145, 175, 176
Кяшкин В.М.	44	Мельников Е.В.	59, 71, 164
Ламзин Д.А.	121, 155	Миндигалиев В.А.	165
Лаптев Р.С.	20, 36	Миронов С.Ю.	146
Лебедев Ю.А.	84	Миронов Ю.П.	36
Левин Э.Е.	158	Михайлов А.С.	145
Левченко В.С.	229	Михайловская А.В.	136, 137, 229, 230
Лигачев А.Е.	49	Мишкин В.П.	44
Лидер А.М.	20, 36	Морозов А.Е.	102, 104
Литвинов А.В.	156	Морозов М.А.	45
Лобзенко И.П.	157	Москвичев А.А.	144
Лопатин Ю.Г.	31, 143, 144, 145, 175, 176	Мочуговский А.Г.	230
Лотков А.И.	20, 55, 61, 73, 133, 153	Мудрый С.И.	151
Лукашова М.В.	234	Мулюков Р.Р.	45, 67, 74, 128, 216, 217, 222, 225
Лукьянов А.В.	9, 158	Мурзаев Р.Т.	72, 135, 166
Лутфуллин Р.Я.	15, 52, 56, 103, 105, 152, 159, 208, 209, 214	Мурзакаев А.М.	16, 161
Лыньков Л.М.	171	Мурзакова А.Р.	114
Лясота А.М.	231	Мурзинова М.А.	167, 224
Майер Г.Г.	59, 71, 164	Муртазин Р.Р.	78
Майкова Г.В.	219	Мурти С.В.С.	169
Маковишин В.И.	97	Мусабилов И.И.	67, 168, 225
Максимова Г.Ю.	9	Мусин Ф.Ф.	43
Малашенко В.В.	48	Мухаметдинова О.Э.	81, 169
Мальшева С.П.	160, 191, 194	Мухаметрахимов М.Х.	15, 103, 105, 152, 170, 179, 194, 217
Мальцев А.В.	115	Мухтаров Ш.Х.	30, 47, 172, 227
Мамцев Д.И.	161	Мухуров Н.И.	171
Манапов И.У.	45	Мышляев М. М.	13, 31, 146, 175, 176
Маркидонов А.В.	162		

Нагимов М.И.	172	Поварова К.Б.	33, 102, 104
Назаров А.А.	25, 28, 72, 128	Полетаев Г.М.	204
Назарова Т.И.	173, 174	Попов А.А.	94, 95, 96
Найденкин Е.В.	59	Попов В.А.	69, 118
Нам А.В.	199	Портной В. К.	58, 136, 137, 229, 230
Насонов А.П.	65	Прасад М.Д.Н.В.	169
Насонов П.А.	219	Предко П.Ю.	125
Неверов В.А.	44	Прокошкин С.Д.	9
Нестлер Б.	53	Протасова Е.О.	186
Никируй Л.И.	97	Путляев В.И.	68
Никитина Е.В.	125	Пшеничнюк А.И.	122, 123
Никулин С.А.	75	Пыненков А.А.	44
Нохрин А.В.	31, 94, 95, 96, 143, 144, 145, 175, 176	Рааб Г.И.	84, 212, 213
Нугманов Д.Р.	66, 177	Рагуля А.В.	183, 184
Нурахметов Т.Н.	89	Райков С.В.	132, 202
Нургалеева К.А.	178	Рател Я.	183, 184
Нуриахметова Д.И.	179	Ремпель А.А.	41
Нурисламов А.Х.	127	Рогачев С.О.	75
Овсепян С.В.	33	Рожнов А.Б.	75
Овсянников Б.В.	65	Романов А.Е.	35, 80
Овчинникова Н.В.	98	Романов Д.А.	76
Одесский П.Д.	59	Рохлин Л.Л.	116
Остапенко М.Г.	73	Руденко О.А.	15, 56
Павлинич С.П.	173	Рыбин В.В.	3, 64
Павлова В.В.	131	Рысаева Л.Х.	187
Панин В.Е.	8	Сабирзянов Н.А.	228
Пархимович Н.Ю.	180, 181, 182	Сабиров И.Н.	9
Перегуд М.М.	75	Саблина Т.Ю.	40, 188
Петрова А.Н.	26, 65	Савченко Н.Л.	40, 188
Петухов А.С.	183, 184	Сагитова Г.Ю.	189
Печищева Н.В.	91, 92, 117	Садикова Э.И.	233
Пинегина А.А.	185	Сакаи Т.	198
Пирожникова О.Э.	31, 143, 144, 145, 175, 176	Салихов А.Р.	180
Пискунов А.В.	31, 143, 144, 145, 175, 176	Сандлер Н.Г.	145
		Саркеева А.А.	152
		Сарычев В.Д.	142

Сафаров И.М.	148, 190, 196	Табачкова Н.Ю.	94
Сафин Ф.Ф.	86, 217	Тимкин В.Н.	55, 61
Сафин Э.В.	191	Тимофеева И.И.	184
Сафиуллин А.Р.	192, 193, 194	Титова С.Г.	156
Сафиуллин Р.В.	45, 86, 101, 192, 193, 194, 195, 215	Титорев Д.Б.	42
Сахаров Н.В.	94, 95, 96	Тодорова Е.В.	23
Севостьянова И.Н.	40, 188	Толмачев А.И.	36
Семенов А.С.	135	Трегубов И.М.	77
Семенов В.И.	189	Третьякова В.С.	207
Семенова И.П.	111	Трифонов В.Г.	45, 218
Семенычева А.В.	94, 95, 96	Трофимов Е.А.	208, 209
Сергеев С.Н.	118, 148, 190, 196	Тряев П.В.	145
Серегин С.В.	197	Тукеева М.С.	71, 164
Сисанбаев А.В.	56	Тусупжанов А.Е.	22, 221
Ситдииков В.Д.	69	Тюменцев В.А.	210
Ситдииков О.Ш.	63, 66, 81, 98, 154, 169, 198	Тюрков М.Н.	113
Сицко Г.Н.	124	Урусова Е.В.	29
Скачков О.А.	102	Утяшев Ф.З.	30, 172
Скорик Н.А.	199, 200	Ушанова Э.А.	3, 64
Слобода А.А.	201	Фазлитдинова А.Г.	210
Смирнова Е.С.	31, 94, 95, 96, 143, 144, 145, 175	Фазлыяхметов Р.Ф.	211
Смоланов Н.А.	44, 93	Фаизов И.А.	84, 212
Собко С.А.	165	Фаизова С.Н.	57, 84, 212
Сосков А.А.	204	Фахретдинова Э.И.	189, 213
Соскова Н.А.	142	Филатов А.Ю.	158
Соснин К.В.	132, 201, 203	Фомкин А.А.	38
Сошникова Е.П.	9	Фреик Д.М.	97, 151
Спицын Б.В.	38, 200	Фролова Н.Ю.	219
Старостенков М.Д.	12, 120, 162, 163, 204, 220	Хабириянова Г.Р.	214
Степанов С.В.	205	Хазгалиев Р.Г.	193, 215, 216, 217
Столяров В.В.	27	Хаимзон Б.Б.	142
Суворов Б.И.	8	Хайдаршин Э.А.	207
Сулейманова Г.Р.	206	Халиков Р.М.	112, 207, 216
Сундеев Р.В.	60	Халикова Г.Р.	218
Сухоруков Р.Ю.	30, 46, 172	Хама Ч.	198

Хамидуллин А.Р.	114	Швец К.С.	218
Харин С.А.	45	Шен Дж.	224
Хафизова Э.Д.	126	Шепатковский О.П.	228
Хейфец А.Э.	219	Ширинкина И.Г.	26, 65
Херманн М.	183, 184	Широкова А.Г.	228
Хобта И.В.	183, 184	Шнайдер Д.	53
Хомская И.В.	7, 219	Шорохов Е.В.	219
Хомякова Г.В.	59	Шотин С.В.	94, 95, 96
		Шуняев К.Ю.	117
Цветохин А.Г.	232		
Цивадзе А.Ю.	38	Эстемирова С.Х.	117
Циклин И.Л.	68		
		Юдин Д.К.	68
Чав'як И.И.	97		
Чаплыгин П.А.	220	Яблонских Т.И.	65
Чаплыгина А.А.	220	Яковцева О.А.	229
Чегуров М.К.	143, 144, 145	Яшин А.В.	12
Чембарисова Р.Г.	50		
Чеппе Т.Х.	149	Alexei E. Romanov	10
Чериханова А.Х.	221	Boris Polyakov	10
Чиркунова Н.В.	222	Chakin V.	32
Чувильдеев В.Н.	31, 94, 95, 96, 143, 144, 145, 175, 176	Ke Y.	147
Чудинов В.В.	207	Klimenkov M.	32
Чукин О.В.	53	Kok S.W.	88
Чуракова А.А.	9, 158, 223	Kokawa H.	6
Чуркин В.К.	53, 222	Konkova T.N.	147
		Leonid M. Dorogin	10
Шабашов В.А.	156	Mironov S. Yu.	6, 147
Шабашова Е.Ю.	113	Onuki J.	147
Шагиев М.Р.	224	Rünno Lõhmus	10
Шалимова А.В.	60	Sato Y.S.	5, 6
Шарипов И.З.	225	Sergei Vlassov	10
Шаркеев Ю.П.	54	Zhang Y.	88
Шафеев М.Р.	226	Zhou K.	88
Шахов Р.В.	47, 227	Zhu Q.	54
Шаяхметов Р.У.	207		
Шаяхметов У.Ш.	112		

## СОДЕРЖАНИЕ

Стр.

Рыбин В.В., Ушанова Э.А., Золоторевский Н.Ю. ПЛАСТИЧЕСКАЯ СТРУЯ – ХАРАКТЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ЛОКАЛИЗАЦИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРИКОНТАКТНОЙ ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ; ПРИРОДА ОБРАЗОВАНИЯ И ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ В ПРОЦЕССЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ	3
Алымов М.И., Гордополова Л.В. УДАРНО-ВОЛНОВЫЕ МЕТОДЫ СИНТЕЗА И КОНСОЛИДАЦИИ НАНОПОРОШКОВ	4
Sato Y.S. CURRENT STATUS IN FRICTION STIR WELDING OF HIGH-SOFTENING TEMPERATURE MATERIALS	5
Mironov S. Yu., Sato Y.S., Kokawa H. GRAIN STRUCTURE DEVELOPMENT DURING FRICTION STIR WELDING	6
Хомская И.В. ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УДАРНО-ВОЛНОВЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	7
Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ	8
Гундеров Д.В., Чуракова А.А., Лукьянов А.В., МаксUTOва Г.Ю., Сошникова Е.П., Крейберг А.Ю., Прокошкин С.Д., Сабиров И.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ И АКТИВАЦИОННОГО ОБЪЕМА КРУПНОЗЕРНИСТОГО И УМЗ СПЛАВА TiNi	9
Leonid M. Dorogin, Sergei Vlassov, Boris Polyakov, Alexei E. Romanov, Rünno Löhms REAL-TIME MANIPULATION OF NANOSCALE OBJECTS EMPLOYED FOR MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL MEASUREMENTS	10
Алиева Р.В., Багирова Ш.Р., Кулиева Э.М., Алиева М.М. СИНТЕЗ И ИССЛЕДОВАНИЕ Cu, Fe, Ni, Cr – СОДЕРЖАЩИХ (СО)ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ	11
Старостенков М.Д., Котречко С.А., Яшин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ РЕАЛИЗАЦИИ ПОЛОЖИТЕЛЬНОЙ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРИМЕРЕ НАНОВОЛОКОН ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni <sub>3</sub> Al	12
Мышляев М. М. IN SITU ТЭМ ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ	13
Антонова Н.М. О САМООРГАНИЗАЦИИ МИКРОЯЧЕЕК ПОД ВЛИЯНИЕМ НАНОЧАСТИЦ АЛЮМИНИЯ В КОМПОЗИТАХ С ПОРОШКАМИ АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА, МАГНИЯ	14
Лутфуллин Р.Я., Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х., Руденко О.А. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	15



Мурзакаев А.М. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ	16
Имаев М.Ф. ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИК	17
Даниленко В.Н. ФОРМИРОВАНИЕ СПЕКТРА ГРАНИЦ ЗЁРЕН В НИХРОМЕ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЁРЕН	18
Жиляев А.П. РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕДИ И АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	19
Батурин А.А., Лотков А.И., Лидер А.М., Гришков В.Н., Копылов В.И., Лаптев Р.С., Бордулёв Ю.С. ЭВОЛЮЦИЯ ЗЁРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СТРОЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	20
Ивченко В.А. КИНЕТИКА ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ ОБЪЕМАХ ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	21
Кантай Н., Тусупжанов А., Ерболатулы Д. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА AMr3 ПОСЛЕ 3D-ОСАДКИ	22
Бахтеева Н.Д., Васильев А.Л., Иванова А.И., Тодорова Е.В. МИКРОСТРУКТУРА АМОРФНЫХ И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al-Ni-Fe-La ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	23
Дмитриев С.В. ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В ЧИСТЫХ МЕТАЛЛАХ	24
Бачурин Д.В., Вайсмюллер Й., Назаров А.А. ПОВОРОТ ЗЁРЕН В БИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ТОНКОЙ ПЛЁНКЕ	25
Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Астафьев В.В., Петрова А.Н., Шорохов Е.В. МИКРОСТРУКТУРА И СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ОТЖИГА	26
Столяров В.В. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ	27
Назаров А.А. РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ НЕРАВНОВЕСНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	28
Колесник В.Г., Урусова Е.В., Басова Е.С. ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЕ РАЗДЕЛЕНИЕ СЛОЖНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ПЛАЗМЕ	29
Утяшев Ф.З., Мухтаров Ш.Х., Сухоруков Р.Ю. НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	30

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Мышляев М.М., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Бобров А.А., Пискунов А.В., Смирнова Е.С., Пирожникова О.Э. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ПАРАМЕТРЫ СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ	31
Chakin V., Klimenkov M. MICROSTRUCTURE FEATURES OF HIGHLY NEUTRON IRRADIATED BERYLLIUM	32
Дроздов А.А., Поварова К.Б., Валитов В.А., Базылева О.А., Валитова Э.В., Овсепян С.В. РОЛЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР В ФОРМИРОВАНИИ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОНОКРИСТАЛЬНОГО ЛОПАТОЧНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ $NI_3Al$ И ЖАРОПРОЧНОГО ДИСКОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	33
Валитов В.А. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ	34
Дорогов М.В., Викарчук А.А., Романов А.Е. ЭВОЛЮЦИЯ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНО- И МИКРООБЪЕКТОВ В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ	35
Кузнецов П.В., Бордулев Ю.С., Лаптев Р.С., Лидер А.М., Миронов Ю.П., Толмачев А.И., Корзников А.В. ПОЗИТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЕФЕКТОВ ВАКАНСИОННОГО ТИПА ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ	36
Джафаров М.А., Джахангирова С.А., Джафарли Р. ТОНКИЕ ПЛЕНКИ $Cu_2ZnSnS_4$ ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ	37
Спицын Б.В., Вольфович Ю.М., Фомкин А.А., Цивадзе А.Ю. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ И НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В АЛЬТЕРНАТИВНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ	38
Касмамытов Н.К., Кайрыев Н.Ж. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ КРЕМНИЯ В СРЕДЕ АЗОТА	39
Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н. ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА УПРУГИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ И ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ	40
Валева А.А., Ремпель А.А. ПОЛУЧЕНИЕ СТАБИЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ МОНООКСИДА НИОБИЯ МЕТОДОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО РАЗМОЛА	41
Титоров Д.Б. ПРИСОЕДИНЕНИЕ ОТДЕЛЬНЫХ АТОМОВ К НАНООБЪЕКТАМ (НАНОКРИСТАЛЛАМ, МОЛЕКУЛАМ)	42
Киселева С.К., Астанин Вас.В., Гареева Л., Бычков В.М., Медведев А.Ю., Мусин Ф.Ф., Александров И.В. ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mg	43

Смоланов Н.А., Кяшкин В.М., Неверов В.А., Мишкин В.П., Пынинков А.А. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУР, ОСАЖДЕННЫХ ИЗ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА	44
Сафиуллин Р.В., Мулюков Р.Р., Трифонов В.Г., Иноземцев А.А., Харин С.А., Морозов М.А., Кропотов В.А., Манапов И.У. ОПЫТНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОЛОЙ ШИРОКОХОРДНОЙ ЛОПАТКИ ВЕНТИЛЯТОРА АВИАЦИОННОГО ДВИГАТЕЛЯ	45
Сухоруков Р.Ю. СИСТЕМА МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ МЕТОДОМ РАСКАТКИ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ И НАДЕЖНОСТЬЮ ГОТОВЫХ ИЗДЕЛИЙ	46
Мухтаров Ш.Х., Шахов Р.В. ВЛИЯНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА	47
Малашенко В.В. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО- УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	48
Голосов Е.В., Колобов Ю.Р., Жидков М.В., Кудряшов С.В., Ионин А.А., Лигачев А.Е. ВЛИЯНИЕ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	49
Чембарисова Р.Г. АННИГИЛЯЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ Cu	50
Комаров А.И., Комарова В.И., Дубовский А.Л. НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ УГЛЕРОДОСОДЕРЖАЩИЕ МДО-ПОКРЫТИЯ	51
Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ОБРАЗЦОВ С РЕЛЬЕФОМ НА СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ	52
Чукин О. В., Шнайдер Д., Нестлер Б. РАСШИРЕННАЯ МОДЕЛЬ ТЕОРИИ ФАЗОВОГО ПОЛЯ ДЛЯ ЗЕРНИСТЫХ МНОГОФАЗОВЫХ СТРУКТУР	53
Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П., Глухов И.А., Zhu Q., Толмачев А.И. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti - 40 мас.% Nb С НИЗКИМ МОДУЛЕМ УПРУГОСТИ, ПОДВЕРГНУТОГО АВС-ПРЕССОВАНИЮ И ПРОКАТКЕ	54
Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О.А., Батурин А.А., Тимкин В.Н., Жапова Д.Ю. ФОРМИРОВАНИЕ СМК СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕПЛОЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	55
Круглов А.А., Сисанбаев А.В., Руденко О.А., Лутфуллин Р.Я. РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ	56

Фаизова С.Н. НЕТИПИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu-Cr ПРИ ОБРАБОТКЕ МЕТОДАМИ ИПД	57
Котов А.Д., Михайловская А.В., Борисов А.А., Портной В.К. ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЛИСТОВ, СПОСОБНЫХ К ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	58
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Кошовкина В.С., Хомякова Г.В., Тукеева М.С., Мельников Е.В., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В. ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОГО И ТЕПЛОГО КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 06МБФ	59
Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В. МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА, ЖЕЛЕЗА И ЦИРКОНИЯ	60
Лотков А.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н. ВЛИЯНИЕ ТЁПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АВС-ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	61
Баимова Ю.А., Дмитриев С.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ: ВЛИЯНИЕ ВИДА ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ	62
Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В. ВЛИЯНИЕ КРИОДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ НА МЕЖКРИСТАЛЛИТНУЮ КОРРОЗИЮ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16	63
Рыбин В.В., Ушанова Э.А. ПЛАСТИЧЕСКИЕ СТРУИ В ПРИКОНТАКТНЫХ ЗОНАХ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ	64
Петрова А.Н., Елистратова Е.Н., Яблонских Т.И., Ширинкина И.Г., Бродова И.Г., Астафьев В.В., Насонов А.П., Овсянников Б.В. РАЗНЫЕ СПОСОБЫ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ А5083	65
Нугманов Д.Р., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В. ЭФФЕКТ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА ЗЕРЕННУЮ СТРУКТУРУ И ВТОРЫЕ ФАЗЫ СПЛАВА МА14	66
Мусабилов И.И., Мулюков Р.Р., Абзгильдин Я.А. ТЕМПРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ СПЛАВА $Ni_{50,6}Mn_{35,8}In_{13,6}$ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	67
Климашина Е.С., Юдин Д.К., Гаршев А.В., Путляев В.И., Циклин И.Л., Вайлерт В.А. УСКОРЕНИЕ ОСТЕОИНТЕГРАЦИИ ТИТАНОВЫХ ДЕНТАЛЬНЫХ ИМПЛАНТАТОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННОЙ МЕЖТКАНЕВОЙ ЖИДКОСТИ	68
Ситдилов В.Д., Александров И.В. <sup>1</sup> , Даниленко В.Н., Попов В.А. ЭВОЛЮЦИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6 ПРИ ПЛОСКОЙ ПРОКАТКЕ	69
Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсина Э.Р. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОРОТКОВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ Ti-TiB	70

Тукеева М.С., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Кошовкина В.С., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА, ПОДВЕРГНУТОЙ ХОЛОДНОМУ КРУЧЕНИЮ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА	71
Мурзаев Р.Т., Бачурин Д.В., Назаров А.А. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИОННОГО ТРИПОЛЯ СО СТОЯЧЕЙ ЗВУКОВОЙ ВОЛНОЙ	72
Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю., Захарова М.А. ФОРМИРОВАНИЕ И ОСОБЕННОСТЬ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ	73
Букреева К.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК	74
Никулин С.А., Рожнов А.Б., Котенева М.В., Перегуд М.М., Рогачев С.О. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАВНОМЕРНОЙ КОРРОЗИИ ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА Э125 ПРИ ИСПЫТАНИЯХ В АВТОКЛАВЕ	75
Каргаполов К.С., Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. СТРУКТУРА КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Mo-C-Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ НАПЫЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ	76
Трегубов И.М. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА С РАЗЛИЧНЫМИ УПРОЧНЯЮЩИМИ ФАЗАМИ	77
Абакумова Н.Н., Гумеров А.М., Муртазин Р.Р., Кудрявцев Р.В., Дмитриев С.В., Екомасов Е.Г. РЕЗОНАНСНАЯ ДИНАМИКА ДОМЕННЫХ СТЕНОК В МНОГОСЛОЙНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ СТРУКТУРАХ	78
Абрамова Е.А., Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ МЕТОДОМ РАДИАЛЬНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ	79
Абрамова А.Н., Дорогов М.В., Дорогин Л.М., Романов А.Е. УПРУГИЕ СВОЙСТВА ВИСКЕРОВ, ПОЛУЧЕННЫХ НА ОСНОВЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОЙ МЕДИ	80
Автокротова Е.В., Мухаметдинова О.Э., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В. ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ И ПРОКАТКОЙ	81
Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н. ДИФфуЗИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В ДВУМЕРНЫХ СУПЕРИОННЫХ ПРОВОДНИКАХ $CuCrS_2 - AgCrS_2$	82
Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н., Боева М.К. ИЗУЧЕНИЕ МЕЛКОДИСПЕРСНОГО КОБАЛЬТИТА ЛИТИЯ $LiCoO_2$	83
Аксенов Д.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Лебедев Ю.А., Фаизов И.А., Гареева А.Ю. НЕМОНОТОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr ОТ СТЕПЕНИ НАКОПЛЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ИПД	84

Алетдинов А.Ф., Корзникова Г.Ф., Галеев. Р.М., Корзников А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СОЕДИНЕНИЯ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 25X15КТ СО СТАЛЬЮ 3, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ДАВЛЕНИЕМ	85
Ахунова А.Х., Сафин Ф.Ф., Сафиуллин Р.В. ИЗУЧЕНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ РАЗНОТОЛЩИННОСТИ ДЕТАЛИ В ПРОЦЕССЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ОБТЕКАТЕЛЯ КОРПУСА АВИАДВИГАТЕЛЯ	86
Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Валитова Э.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ОБРАЗЦОВ С РАЗЛИЧНОЙ ФОРМОЙ РЕЛЬЕФА СВАРИВАЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ	87
Бабичева Р.И., Дмитриев С.В., Zhou K., Zhang Y., Kok S.W. ВЛИЯНИЕ СЕГРЕГАЦИЙ РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ В ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН НА МАЛУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ	88
Балапанов М.Х., Ишембетов Р.Х., Нурахметов Т.Н. ТЕРМО-ЭДС НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ	89
Балапанов М.Х., Ишембетов Р.Х., Кутербеков К.А. ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ	90
Воронцова К.А., Печищева Н.В., Белозерова А.А РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛА СТАНДАРТНОГО ОБРАЗЦА СВОЙСТВ И СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА, СТАБИЛИЗИРОВАННЫХ В ВОДНОЙ СРЕДЕ	91
Белозерова А.А., Дедюхина Е.В., Воронцова К.А., Печищева Н.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ И ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КОМПОЗИТА НАНОЧАСТИЦЫ Ni/УГЛЕРОД ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ МЫШЬЯКА	92
Белянушкин А.В., Смоланов Н.А. МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ	93
Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Попов А.А., Смирнова Е.С., Шотин С.В., Семенычева А.В., Нохрин А.В., Табачкова Н.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА УСКОРЕНИЯ СПЕКАНИЯ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМИКАХ НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	94
Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Попов А.А., Смирнова Е.С., Шотин С.В., Семенычева А.В., Нохрин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	95
Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Благовещенский Ю.В., Сахаров Н.В., Исаева Н.В., Нохрин А.В., Попов А.А., Смирнова Е.С., Шотин С.В., Семенычева А.В. ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И РАЗМЕРА ЧАСТИЦ НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	96
Фреик Д.М., Никируй Л.И., Былина И.С., Чав'як И.И., Межиловская Л.И., Маковишин В.И. ПАРОФАЗНЫЕ НАНОКОНДЕНСАТЫ PbTe, SnTe: ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА	97

<p>Быля О.И., Овчинникова Н.В., Васин Р.А., Автократова Е.В. Ильясов Р.Р., Ситдигов О.Ш., Маркушев М.В.</p> <p>КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТРАНСФОРМАЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА</p>	98
<p>Валеев И.Ш., Валеева А.Х.</p> <p>ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОДЛОЖКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ МЕДНОГО ПОКРЫТИЯ</p>	99
<p>Валеева А.Х., Валеев И.Ш.</p> <p>ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ СПЛАВА SnSbCu ИЗ ЭЛЕКТРОЛИТА С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ СУРЬМЫ</p>	100
<p>Валиахметов А.О., Галеев Р.М., Сафиуллин Р.В., Валиахметов О.Р.</p> <p>ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИСТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6</p>	101
<p>Дроздов А.А., Поварова К.Б., Морозов А.Е., Скачков О.А., Валитов В.А.</p> <p>ВКЛАД НАНОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ, СФОРМИРОВАННЫХ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ПОЛУЧЕНИЯ И ОБРАБОТКИ, НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ ПОРОШКОВЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ NiAl-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub></p>	102
<p>Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Мухаметрахимов М.Х.</p> <p>МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН58МБЮД С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ ВКНА-4У ПРИ РАЗЛИЧНОЙ ВЫСОТЕ ВЫСТУПОВ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ</p>	103
<p>Морозов А.Е., Дроздов А.А., Поварова К.Б., Валитова Э.А., Антонова А.В.</p> <p>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАКЛЕПА И НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ В ПРОЦЕССЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ Ru-Al И Ni-Al НА СТРОЕНИЕ КОМПАКТНЫХ СПЕЧЕННЫХ ОБРАЗЦОВ</p>	104
<p>Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Валитов В.А.</p> <p>СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ХН58МБЮД С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ ВКНА-4У НА ПРИМЕРЕ ОБРАЗЦОВ С РАЗЛИЧНЫМ РЕЛЬЕФОМ ПОВЕРХНОСТИ</p>	105
<p>Васильев А.А., Дмитриев С.В.</p> <p>ПОДХОДЫ К ПОСТРОЕНИЮ МНОГОПОЛЕВЫХ МОДЕЛЕЙ</p>	106
<p>Альмухаметов Р.Ф., Габдрахманова Л.А.</p> <p>СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КОБАЛЬТЕ, ПОЛУЧЕННОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ</p>	107
<p>Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсина Э.Р.</p> <p>ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ БОРОМ НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА</p>	108
<p>Ганеев А.А., Валитов В.А.</p> <p>ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ДВУХФАЗНОЙ <math>\gamma+\gamma'</math>-ОБЛАСТИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ЭП741НП</p>	109

Ганеев А.А., Валитов В.А. АНАЛИЗ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУХФАЗНОЙ $\gamma+\gamma'$ -ОБЛАСТИ ПОРОШКОВОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП	110
Гатина С.А., Семенова И.П. ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-15Mo МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	111
Гончаренко Е.А., Шаяхметов У.Ш., Баимова М.А., Халиков Р.М. ТЕХНОЛОГИЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЮЩЕЙ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ	112
Абрамова А.Н., Шабашова Е.Ю., Козлов А.Ю., Грызунов А.М., Тюрьков М.Н. НАНОПОРИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ КАК ФИЛЬТРУЮЩИЕ ЭЛЕМЕНТЫ	113
Мурзакова А.Р., Хамидуллин А.Р., Доценко И.Н., Габдуллин А.У., Байдимиров Д.В. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И ПОЛЗУЧЕСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ КЕРАМИКИ	114
Грызунова Н.Н., Денисова А.Г., Мальцев А.В. СПОСОБЫ УВЕЛИЧЕНИЯ УДЕЛЬНОЙ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ	115
Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Королькова И.Г. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ, ВКЛЮЧАЮЩЕЙ БЫСТРУЮ КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ	116
Печищева Н.В., Эстемирова С.Х., Евдокимова О.В., Белозерова А.А., Шуняев К.Ю. РАЗРАБОТКА КОМПОЗИТОВ $MnO_2/C$ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДОВ СУПЕРКОНДЕНСАТОРОВ	117
Сергеев С.Н., Попов В.А., Конькова Т.Н., Жилиев А.П. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ОТЖИГ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	118
Зарипов Н.Г. ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В НЕРАВНОВЕСНЫХ СИСТЕМАХ	119
Захаров П.В., Старостенков М.Д., Медведев Н.Н., Ерёмин А.М. ПОВЕДЕНИЕ НЕЛИНЕЙНОЙ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ МОДЫ ВБЛИЗИ ВАКАНСИЙ В КРИСТАЛЛЕ $Pt_3Al$	120
Землякова Н.В., Ламзин Д.А. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНО – ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	121
Зиновьев А.В., Пшеничнюк А.И., Дмитриев С.В. КИНЕТИКА МИГРАЦИИ ОДИНОЧНОЙ ВАКАНСИИ В КРИСТАЛЛЕ ОЦК ЖЕЛЕЗА	122
Зиновьев А.В., Пшеничнюк А.И., Дмитриев С.В. РАСЧЕТ ЭФФЕКТИВНОСТИ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ КАК ИСТОЧНИКА ДИСЛОКАЦИЙ	123
Зубко В.И., Зубко Д. В., Сицко Г.Н. СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ КОМПЛЕКСА ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ	124



Ильясов Р.Р., Автократова Е.В., Маркушев М.В., Предко П.Ю., Никитина Е.В. СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01570 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	125
Искандарова И.Р., Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К. ВЛИЯНИЕ ИПД НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn	126
Кабиров Р.Р., Нурисламов А.Х. ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПЛЕКСА РЕГЛАМЕНТИРУЕМЫХ СВОЙСТВ МАРТЕНСИТНО СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ	127
Кабиров Р.Р., Назаров А.А., Мулюков Р.Р. ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ, АРМИРОВАННОГО УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ МЕТОДОМ РКУ ПРЕССОВАНИЯ	128
Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. ОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ В КЕРАМИКЕ Y123 ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	129
Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. ОСОБЕННОСТИ РАЗМЫТИЯ ТЕКСТУРЫ В КЕРАМИКЕ Y123 ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	130
Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б., Павлова В.В. АНОМАЛЬНЫЙ РОСТ ЗЕРЕН В КЕРАМИКЕ Y123 ПРИ ДЕФОРМАЦИИ	131
Капралов Е.В., Райков С.В, Громов В.Е, Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Соснин К.В., Ващук Е.С. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	132
Кашин О.А., Круковский К.В., Гришков В.Н., Лотков А.И. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ , ПОДВЕРГНУТОГО ТЁПЛОМУ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМУ <i>авс</i> -ПРЕССОВАНИЮ	133
Киселева С.К., Зайнуллина Л.И, Абрамова М.М., Дударева Н.Ю., Александров И.В. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ (МДО) НА СВОЙСТВА Al-Si-СПЛАВА	134
Кистанов А.А., Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В., Семенов А.С. ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В ГПУ МЕТАЛЛАХ НА ПРИМЕРЕ $\alpha$ -Ti	135
Кищик А.А., Михайловская А.В., Портной В.К. ВЛИЯНИЕ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg	136
Кищик М.С., Михайловская А.В., Портной В.К. ПОЛУЧЕНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В ЛИСТАХ СПЛАВОВ 1565 И 1545K	137
Классман Е.Ю., Классман П.А. НЕСТАБИЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ (УМЗ) ЛИСТОВ СПЛАВА VT22 И ПУТИ ЕЁ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ	138

Классман Е.Ю., Классман П.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ (УМЗ) ЛИСТОВ СПЛАВА ВТ22	139
Классман П.А., Камалетдинова Р.Р., Валитова Э.В., Валитов В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОКАТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ ХН58МБЮД	140
Климашин А.А., Белоусов В.В. МОДЕЛЬ БЫСТРОЙ СТАДИИ КАТАСТРОФИЧЕСКОГО ОКИСЛЕНИЯ МЕДИ	141
Кобзарева Т.Ю., Сарычев В.Д., Хаимзон Б.Б., Громов В.Е., Соскова Н.А. МЕХАНИЗМЫ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНЫХ ПОТОКОВ ЭНЕРГИИ С УЧЕТОМ ИСПАРЕНИЯ	142
Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Чегуров М.К., Бутусова Е.Н., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Алексеев М.А., Демидова М.А., Бобров А.А., Пискунов А.В., Смирнова Е.С., Пирожникова О.Э. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ	143
Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Чегуров М.К., Нохрин А.В., Пискунов А.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Грязнов М.Ю., Бобров А.А., Вирысова Н.Н., Смирнова Е.С., Пирожникова О.Э., Москвичев А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	144
Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Чегуров М.К., Нохрин А.В., Пискунов А.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Грязнов М.Ю., Михайлов А.С., Алексеев М.А., Смирнова Е.С., Пирожникова О.Э. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ И КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ РКУ- ПРЕССОВАНИЕМ	145
Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В., Корзникова Г.Ф., Мышляев М.М. КРИОГЕННАЯ ПРОКАТКА ЛАТУНИ	146
Konkova T.N., Mironov S.Yu., Ke Y., Onuki J. STRUCTURAL FEATURES OF ELECTRODEPOSITED NANO-SCALE COPPER WIRES	147
Корзников А.В., Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Гладковский С.В. ВОЛОКНИСТАЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТАЯ СТРУКТУРА И ЕЁ ВЛИЯНИЕ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12ГБА	148
Корзникова Г.Ф., Чеппе Т.Х., Корзников А.В. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ Ti-Cu-Zr НА НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА	149
Корзникова Е.А., Дмитриев С.В. ВЛИЯНИЕ ТОПОЛОГИИ МОРЩИН НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И УПРУГУЮ ДЕФОРМАЦИЮ НАНОЛЕНТ ГРАФЕНА РАЗЛИЧНОЙ ШИРИНЫ	150
Фреик Д.М., Криськов Ц.А., Криницкий А.С., Маткивский О.М., Мудрый С.И. НАНОКОМПОЗИТЫ ДЛЯ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЙ IV-VI	151

Круглов А.А., Мухаметрахимов М.Х., Саркеева А.А., Лутфуллин Р.Я. СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ЧЕРЕЗ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТУЮ ПРОКЛАДКУ	152
Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И. ВЛИЯНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА	153
Крымский С.В., Автократова Е.В., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В. СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ВЫЛЕЖИВАНИЯ	154
Землякова Н.В., Ламзин Д.А. ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 1421 ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	155
Шабашов В.А., Литвинов А.В., Борисов С.В., Катаева Н.В., Афанасьев С.В., Титова С.Г. ФОРМИРОВАНИЕ КВАЗИБИМЕТАЛЛА В Fe-Ni СПЛАВАХ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОМ АЗОТИРОВАНИИ И ИНТЕНСИВНОЙ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	156
Лобзенко И.П. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛЯРИЗАЦИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ОБОЛОЧЕК НА ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СИЛЬНО ЛОКАЛИЗОВАННЫХ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ГРАФАНЕ: ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕОРИИ ФУНКЦИОНАЛА ПЛОТНОСТИ	157
Лукьянов А.В., Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Филатов А.Ю., Левин. Э. Е., Валиев Р.З., Антипов Е.В. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА CuFe ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИПД КРУЧЕНИЕМ	158
Лутфуллин Т.Р., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В. РАСЧЕТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ОБРАЗЦАХ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С РАЗЛИЧНЫМ РЕЛЬЕФОМ ИСХОДНОЙ ПОВЕРХНОСТИ СОЕДИНЕНИЯ	159
Малышева С.П. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	160
Мамцев Д.И., Мурзакаев А.М. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ	161
Маркидонов А.В., Старостенков М.Д. ПРОЦЕСС САМОДИФФУЗИИ В ГЦК КРИСТАЛЛЕ, ВЫЗВАННЫЙ ПРОХОЖДЕНИЕМ УДАРНОЙ ВОЛНЫ	162
Медведев Н.Н. , Старостенков М.Д., Захаров П.В. ОБ ОСОБЕННОСТИ ФОНОННОГО СПЕКТРА КРИСТАЛЛА NaI	163
Мельников Е.В., Козлова Т.А., Тукаяева М.С., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛИ 08X18N10T ПРИ ПРОКАТКЕ	164
Миндигалиев В.А., Собко С.А. ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА	165

Мурзаев Р.Т., Кистанов А.А., Дмитриев С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ОЦК МЕТАЛЛАХ	166
Мурзинова М.А. ВЛИЯНИЕ ОБРАТИМОГО ВОДОРОДНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЬФА-СПЛАВАХ ТИТАНА	167
Мусабилов И.И. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ $Ni_{2,08}Mn_{0,96}Ga_{0,96}$ В УСЛОВИЯХ МАГНИТНОГО ПОЛЯ	168
Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В., Мурти С.В.С., Прасад М.Д.Н.В., Кашап Б.П. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ ИНТЕНСИВНО ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С	169
Мухаметрахимов М.Х. ИССЛЕДОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНОЙ СВАРИВАЕМОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛИСТОВ ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	170
Гасенкова И.В., Мухуров Н.И., Лыньков Л.М., Вахиов Я.М. ПРОТОТИП ПОРОГОВОГО СЕНСОРА РАДИОАКТИВНОГО И УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЙ НА НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОДЛОЖКАХ ИЗ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	171
Нагимов М.И., Мухтаров Ш.Х., Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю. РАЗРАБОТКА РАЦИОНАЛЬНОГО РЕЖИМА ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ХРОМИСТОЙ СТАЛИ	172
Назарова Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М., Павлинич С.П. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ6, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	173
Назарова Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М. МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА Ti-45Al-XFe (АТ. %)	174
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Мелехин Н.В., Мышляев М.М., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Пирожникова О.Э., Бобров А.А., Смирнова Е.С. ОСОБЕННОСТИ ВОЗВРАТА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРИ ДОРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННОМ ОТЖИГЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	175
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Мышляев М.М., Мелехин Н.В., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Бобров А.А. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ПРЕДЕЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ	176
Нугманов Д.Р., Маркушев М.В. СТРУКТУРА И ТЕКСТУРА ЛИТЕЙНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МЛ10 ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ	177
Нургалева К.А., Киселева С.К., Абрамова М.М., Караваева М.В. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ ТИТАНА	178

Нуриахметова Д.И., Галимов А.К., Мухаметрахимов М.Х. НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ ПОМОЩИ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ МЕТОДОВ	179
Пархимович Н.Ю., Салихов А.Р., Имаев М.Ф. ГРАФИЧЕСКИЙ МЕТОД ОБРАБОТКИ ДАННЫХ ЭДС ДЛЯ ФАЗОВОГО АНАЛИЗА МНОГОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ	180
Пархимович Н.Ю., Имаев М.Ф. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ТЕКСТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ДЕФОРМИРОВАННОЙ ВТСП КЕРАМИКИ $\text{Bi}(\text{Pb})_{2223}$ В УСЛОВИЯХ КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ	181
Пархимович Н.Ю., Имаев М.Ф. ПОВЕДЕНИЕ ЧАСТИЦ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ВТСП КЕРАМИКИ $\text{Bi}(\text{Pb})_{2223}$	182
Петухов А.С., Рагуля А.В., Хобта И.В., Херманн М., Рател Я., Дятлова Я.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЖУЩИХ СВОЙСТВ СПЕЧЕННОЙ КОМПОЗИЦИИ $\text{TiN} - \text{TiB}_2$	183
Петухов А.С., Рагуля А.В., Хобта И.В., Херманн М., Рател Я., Тимофеева И.И. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ БОРА И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЦЕССЫ СИНТЕЗА КОМПОЗИЦИИ $\text{TiN} - \text{TiB}_2$	184
Пинегина А.А., Абрамова М.М., Александров И.В. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА	185
Протасова Е.О., Абрамова М.М., Караваева М.В. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, СВОЙСТВА И ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 45	186
Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В. ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОБЪЕМНОГО СМЯТОГО ГРАФЕНА	187
Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Григорьев М.В., Кульков С.Н. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ СИСТЕМЫ $\text{ZrO}_2\text{-WC-Fe}$ , ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ “СПЕКАНИЕ-КОВКА”	188
Сагитова Г. Ю., Фахретдинова Э. И., Семенов В. И. МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТАЛИ 10 ПОСЛЕ ПРОЦЕССА РКУП, ПРОВЕДЕННОГО С РАЦИОНАЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ТРЕНИЯ	189
Сафаров И.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В., Gladковский С.В. ТЕМПЕРАТУРА ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В СТАЛИ 12ГБА С РАЗЛИЧНЫМ ТИПОМ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ	190
Сафин Э.В., Малышева С.П., Галеев Р.М. ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПУТЕМ ФОРМИРОВАНИЯ СУБМИКРО-МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ	191
Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В. СРАВНЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ МОДЕЛИРОВАНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ДВУХ ТИПОВ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ	192
Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В., Хазгалиев Р.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПЛОСКИХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРА- ФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЕЕ КАЧЕСТВА	193

Сафиуллин Р.В., Руденко О.А., Малышева С.П., Мухаметрахимов М.Х., Сафиуллин А.Р. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ ПРОЦЕСС СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ	194
Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ	195
Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М. ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ РАЗЛИЧНОГО ТИПА В СТАЛИ 05Г2МФБ	196
Дорошенко Р.А., Серегин С.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНОЙ КЕРАМИКИ ЖЕЛЕЗОИТТРИЕВОГО ФЕРРИТА-ГРАНАТА	197
Ситдиков О.Ш., Голобородько А.Н., Хама Ч., Сакаи Т. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 7475 В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	198
Скорик Н.А., Вострецова Е.Н., Нам А.В. АДСОРБЦИЯ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ СОЛИ ФОЛИЕВОЙ КИСЛОТЫ И БЕЛКА НА НАНОАЛМАЗЕ	199
Скорик Н. А., Афонина Л. П., Спицын Б. В. ПОВЕРХНОСТНОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ДЕТОНАЦИОННОГО НАНОАЛМАЗА, ЕГО ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ И АДСОРБЦИОННЫЕ СВОЙСТВА	200
Слобода А. А., Астанин В.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫДАВЛИВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ПРИБЛИЖЕННЫХ К НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	201
Соснин К.В., Райков С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Ващук Е.С. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ Ti-Y	202
Соснин И.М. СИНТЕЗ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК В ПРИСУТСТВИИ КАТАЛИТИЧЕСКИ АКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ	203
Сосков А.А., Старостенков М.Д., Полетаев Г.М. ОПРЕДЕЛЕНИЕ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ CuPt и CuPt <sub>3</sub>	204
Степанов С. В., Екомасов А. Е., Екомасов Е. Г., Звездин К. А., Дмитриев С.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТРАНСФОРМАЦИИ СВЯЗАННЫХ ВИХРЕВЫХ СОСТОЯНИЙ В НАНОСТОЛБЧАТОЙ ПРОВОДЯЩЕЙ ТРЁХСЛОЙНОЙ СТРУКТУРЕ	205
Сулейманова Г.Р., Кабиров Р.Р., Жилиев А.П. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ВТ6/ВТ6 МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ	206
Третьякова В.С., Шаяхметов Р.У. Хайдаршин Э.А., Чудинов В.В., Халиков Р.М. ТЕРМОСТОЙКИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СВЯЗОК	207
Трофимов Е.А., Лутфуллин Р.Я., Кашаев Р.М. ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	208

Трофимов Е.А., Лутфуллин Р.Я. УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРУПНОЗЕРНИСТОГО И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	209
Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А. ИЗМЕНЕНИЕ ЛИНЕЙНЫХ РАЗМЕРОВ И СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНОЙ НИТИ В ПРОЦЕССЕ ДВУХСТАДИЙНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ	210
Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Фазлыяхметов Р.Ф. ИЗНОС БАББИТА Б83 С РАЗЛИЧНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ	211
Фаизов И.А., Фаизова С.Н., Рааб Г.И., Аксенов Д.А. ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ МЕДНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ «РАСТВОРЕНИЯ – ВЫДЕЛЕНИЯ» ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РКУП	212
Фахретдинова Э.И., Рааб Г.И., Валиев Р.З. РАЗРАБОТКА СОВМЕЩЕННОГО МЕТОДА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОЙ КАТАНКИ ВЫСОКОГО КАЧЕСТВА	213
Хабирьянова Г.Р., Галимов А.К., Астанин В.В., Лутфуллин Р.Я. ПРОЕКТИРОВАНИЕ КОМПЛЕКСА МЕТОДИК НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ДЕТАЛЕЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ МЕТОДОМ СОВМЕЩЕННОЙ СВЕРХАПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ НА ПРИМЕРЕ ПОЛЫХ ШИРОХОРДНЫХ ЛОПАТОК	214
Хазгалиев Р.Г., Дильмухаметова А.М., Сафиуллин Р.В., Астанин В.В. ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПРОТИВОСВАРОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ	215
Хазгалиев Р.Г., Халиков А.Р., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ПРОЦЕССА ДИФФУЗИИ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НИКЕЛЯ	216
Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мухаметрахимов М.Х., Мулюков Р.Р., Сафин Ф.Ф. НЕРАВНОМЕРНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОСЛОЙКЕ НИКЕЛЯ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	217
Халикова Г.Р., Трифонов В.Г., Швец К.С. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21	218
Хомская И.В., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Насонов П.А., Майкова Г.В., Гранский А.А. ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ Cu-Cr и Cu-Cr-Zr ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТОДОМ ДКУП	219
Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д., Чаплыгин П.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА РАЗМЫТИЯ АНТИФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В СПЛАВАХ CuPt <sub>3</sub> И CuPt	220
Чериханова А.Х., Кантай Н., Тусупжанов А.Е., Ерболатулы Д. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ВАКУУМНОГО НАПЫЛЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12X18N10T	221
Чиркунова Н.В., Воленко А.П., Мулюков Р.Р., Чуркин В.К. ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОГО ПОЛИРОВАНИЯ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	222

Чуракова А.А., Гундеров Д.В. ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ TiNi ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ОТ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА	223
Шагиев М.Р., Галеев Р.М., Валиахметов О.Р., Мурзинова М.А., Алетдинов А.Ф., Валиахметов А.О., Шен Дж. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti-22Al-20Nb-2V-1Mo-0,25Si	224
Шарипов И.З. , Мусабилов И.И. , Мулюков Р.Р. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НАМАГНИЧЕННОСТИ СПЛАВА Ni <sub>52</sub> Mn <sub>24</sub> Ga <sub>24</sub> В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	225
Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Шафеев М.Р. СОЗДАНИЕ РАЗВИТОЙ ПОВЕРХНОСТИ У СЕТЧАТОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО НОСИТЕЛЯ	226
Мухтаров Ш.Х., Шахов Р.В. ВЛИЯНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА	227
Борисов С.В., Богданова Е.А., Широкова А.Г., Григоров И.Г., Сабирзянов Н.А., Шепатковский О.П., Кожевников В.Л. НАНОСТРУКТУРНЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ	228
Яковцева О.А., Михайловская А.В., Левченко В.С., Портной В.К. АНАЛИЗ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg	229
Мочуговский А. Г., Михайловская А. В., Портной В. К. ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА И ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИСТОВ ПЛАКИРУЮЩЕГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЯ Al-Mg-Cu-Zn-Zr	230
Кордюков В.Н., Лясота А.М. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОТЫ $\alpha \rightarrow \beta$ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПЛУТОНИЯ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ОБЪЕМНОМ НАГРЕВЕ ОБРАЗЦОВ	231
Цветохин А.Г., Бетенеков Н.Д. ТОНКОСЛОЙНЫЕ НЕОРГАНИЧЕСКИЕ СОРБЕНТЫ В ЗАДАЧАХ ЭКОЛОГИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ	232
Садикова Э.И., Закирова А.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И КОЛИЧЕСТВА ПЕРЕХОДОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ 12X18N10T ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	233
Аверичкин А.П., Лукашова М.В. ОБЪЕДИНЕНИЕ EBSD-МЕТОДИК С МЕТОДАМИ ПОСЛОЙНОЙ ТОМОГРАФИИ	234
Авторский указатель	237
Содержание	244



## Организаторы

### Открытой школы-конференции стран СНГ

«Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы - 2014»

благодарят за финансовую поддержку



**Российский фонд  
фундаментальных исследований**



**Башкортостанское региональное  
отделение Общероссийской  
общественной организации  
«Союз машиностроителей России»**



**ООО «ТЕСКАН»**



**ОАО «Авиадвигатель»**

*Научное издание*

**Открытая школа-конференция стран СНГ**

**«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ  
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»**

**6-10 октября 2014 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 15.09.2014 г. Формат 60x84/8.  
Усл. печ.л. 15,06. Уч.-изд.л. 15,72.  
Тираж 180 экз. Изд. № 207. Заказ 392  
Цена договорная.

*Редакционно-издательский центр  
Башкирского государственного университета  
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, д. 32.*

*Отпечатано ООО «Альфа-реклама», г. Уфа, ул. К.Маркса, д. 37.*