

**Федеральное агентство научных организаций  
Министерство образования и науки РФ  
Российская академия наук  
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН  
Башкирский государственный университет**

# **УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

**СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ  
ОТКРЫТОЙ ШКОЛЫ-КОНФЕРЕНЦИИ СТРАН СНГ**

*(г. Уфа, Республика Башкортостан, Россия  
3 - 7 октября 2016 г.)*



**Уфа  
РИЦ БашГУ  
2016**

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

**Печатается при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований  
(грант № 16-02-20691)**

**Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы:** сборник тезисов  
У51 докладов Открытой школы-конференции стран СНГ (г. Уфа, Республика  
Башкортостан, Россия 3 - 7 октября 2016 г.) / отв. ред. А.А. Назаров. – Уфа: РИЦ  
БашГУ, 2016. – 192 с.

ISBN 978-5-7477-4161-4

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

ISBN 978-5-7477-4161-4

© БашГУ, 2016  
© ИПСМ РАН, 2016

**ULTRAFINE GRAINED AND NANOSTRUCTURED MATERIALS:**  
Abstracts of the Open School-Conference of NIS countries (Ufa, 3-7 October,  
2016). – Ufa, Bashkir State University, 2016. -192 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.

# ЭТАПЫ СТАНОВЛЕНИЯ ФИЗИКИ РАЗВИТОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЁРДЫХ ТЕЛ

**Рыбин В. В.**

*Санкт-Петербургский государственный университет Петра Великого,  
г. Санкт-Петербург,  
Институт проблем машиностроения Российской академии наук,  
г. Нижний Новгород  
rybin.spb@gmail.com*

Согласно классической дислокационной модели Тэйлора, низкотемпературное макропластическое течение кристаллических твёрдых тел является следствием элементарных трансляционных микросдвигов, которые реализуются в ходе консервативного движения решёточных дислокаций по актуальным системам скольжения. Такая простая и ясная физическая модель позволяет на качественном уровне понимать, количественно описывать и даже предсказывать основные этапы эволюции дислокационных структур деформационного происхождения по мере роста величины макроскопической деформации  $\epsilon$ . При малых ( $\epsilon \leq 0,2$ ) деформациях, что обычно соответствует стадии однородного пластического течения, эти предсказания блестяще подтверждались экспериментально. В том числе в ходе изучения дислокационных структур ДП высокоразрешающими методами дифракционной просвечивающей электронной микроскопии. Согласие это было столь убедительным, что, по-умолчанию, основные постулаты модели Тэйлора были признаны справедливыми и для деформаций  $\epsilon > 0,2$ , т.е. для стадии неоднородного пластического течения. В дальнейшем – для стадии развитой пластической деформации.

Однако, начатые в 70-х годах прошлого столетия систематические исследования морфологии и кристаллогеометрии дефектных структур ДП при  $\epsilon > 0,2$  показали, что при больших  $\epsilon$  эволюция дислокационных структур ДП принципиально отличается от того, что предсказывает классическая дислокационная модель Тэйлора. Оказывается, что на стадии развитой пластической деформации типичными становятся специфические линейно-планарные мезодефекты ротационного типа - оборванные дислокационные границы или частичные дисклинации. Их формирование, развитие и перемещение по объёму пластически деформируемого кристалла приводит к возникновению в нём, наряду с трансляционными, ротационных мод пластичности, а также к фрагментации.

Почему и как пластическое течение кристалла, реализуемое на начальных этапах своего развития исключительно посредством трансляционных сдвигов, на стадии развитой пластической деформации с необходимостью порождает ротационные моды, которые, в свою очередь, приводят к фрагментации кристалла? Ответ на эти фундаментальные вопросы даёт физика развитой пластической деформации кристаллических твёрдых тел.

Основные этапы становления этой новой области знаний, имеющей большое фундаментальное и прикладное значение, в том числе для построения теории интенсивной пластической деформации и использования ИПД для получения УМЗ материалов, рассмотрены в настоящем докладе.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ

Смирнов С.В.

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург*  
svs@imach.uran.ru

При проектировании технологий получения методами обработки давлением заготовок изделий ответственного назначения из дорогих металлических сплавов, которые предназначены для работы в экстремальных условиях высоких механических, температурных нагрузок и действия агрессивной среды требуется гарантировать, наряду с получением заданной геометрической формы, отсутствие участков локального разрушения (иногда и микроразрушения). Причиной разрушения металла при деформировании может быть сочетание недостаточного уровня пластических свойства, неблагоприятного напряженно-деформированного состояния и температурно-скоростных условий. Микротрещины и микропоры деформационного происхождения могут являться опасными концентраторами напряжений, на которых будут возникать и развиваться разрушающие трещины при эксплуатационных нагрузках. Процесс деформационного разрушения на его скрытой стадии до формирования макротрещины описывается и прогнозируется в рамках феноменологических моделей механики поврежденности [1-3]. Скорость накопления поврежденности инициируется неблагоприятными температурно-скоростными условиями и напряженно-деформированным состоянием при деформировании. Поэтому внешние нагрузки, безопасные для неповрежденного металла, могут привести к катастрофическим последствиям, если объем металла или его часть поражена деформационными дефектами.

Основным концептуальным и расчетным параметром феноменологических моделей разрушения является некая скалярная (тензорная) величина поврежденности  $\omega$ . Физическим образом поврежденности является относительный уровень пораженности металла деформационными микродефектами. До деформации равна  $\omega = 0$  (соответствует исходному состоянию металла, в котором еще нет дефектов деформационного происхождения). В момент разрушения металла  $\omega = 1$  (соответствует образованию трещины макроскопического размера). С помощью моделей, развиваемых в уральской научной школе, основоположником которой был В.Л. Колмогоров, возможно оценить предельно допустимые степени деформации металла в различных процессах обработки металлов давлением, осуществить оптимизацию технологических режимов. В качестве определяющих соотношений моделей поврежденности конкретного металлического материала служат экспериментальные зависимости предельной степени деформации сдвига до разрушения, коэффициента Менсона-Кохфина, интенсивности залечивания поврежденности от безразмерных инвариантных показателей напряженного состояния, степени немонотонности деформации по Ильюшину, температуры и скорости деформации. Для получения необходимой экспериментальной информации разработаны специальные испытательные установки и методы механических испытаний.

В докладе приведены примеры использования моделей механики поврежденности при проектировании технологических процессов деформации заготовок изделий из легких сплавов и металломатричных композитов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 14-19-01358.

## Литература

1. Колмогоров В.Л. Напряжения, деформации, разрушение. М.: Металлургия, 1970, 232 с.
2. Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. М.: Металлургия, 1984, 144 с.
3. Смирнов С.В., Швейкин В.П. Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением. Екатеринбург: УрО РАН, 255 с.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ СТРУКТУР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В., Сарафанов Г.Ф., Свирина Ю.В.

*Институт проблем машиностроения РАН, 603024 Нижний Новгород, Россия*  
pevn@uic.nnov.ru

Как показывают многочисленные экспериментальные данные [1-2], первоначально однородно ориентированное зерно, находящееся под воздействием однородно распределенных внешних напряжений в ходе развитой пластической деформации фрагментируется, то есть разбивается на взаимно разориентированные микрообласти (фрагменты). "Спусковым механизмом" этого процесса является появление на изломах или стыках границ зерна специфического мезодефекта ротационного типа - стыковой дисклинации деформационного происхождения [3]. Стыковые дисклинации генерируют в теле зерна пространственно-неоднородные поля упругих напряжений, которые возмущают потоки решеточных дислокаций, реализующих на микроуровне пластическую деформацию зерна. Как следствие, в присутствии стыковой дисклинации различные мезообласти зерна испытывают различную по величине деформацию. С другой стороны, неоднородность пластической деформации вызывает накопление повышенной плотности дислокаций одного знака в виде оборванных стенок дислокаций, разориентирующих соседние области кристалла. Перестроение распределённых дислокационных зарядов в оборванные дислокационные границы - частичные дисклинации деформационного происхождения составляют суть начальной стадии процесса фрагментации. Аналитическое описание данного процесса, в котором участвует большое число сильно взаимодействующих дислокаций, движущихся в неоднородном поле мезодефектов, затруднено. В последние годы активно развиваются методы компьютерного моделирования процессов формирования разориентированных структур. В данной работе проведен анализ результатов моделирования кинетики дислокационного ансамбля и образования разориентированных структур на начальных стадиях фрагментации. Рассмотрены особенности протекания этого процесса в зависимости от числа и ориентации действующих систем скольжения, мощности дисклинации и величины внешнего поля, а также влияние на него упругого поля планарных мезодефектов. Показано, что оборванные субграницы имеют кинетическую природу возникновения и представляют собой динамические стационарные образования, устойчивые к снятию нагрузки. Образование оборванных субграниц приводит к снижению упругой энергии системы за счет эффекта экранировки полей напряжений мезодефектов ансамблем дислокаций, к уменьшению градиентов внутренних полей напряжений, создаваемых мезодефектами и, как следствие, выравниванию скорости пластической деформации в объеме зерен.

*Исследование выполнено при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект №14-03-00484) и Российского научного фонда (проект №15-13-20030).*

- [1] Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224с
- [2] Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В. Основы кинетической теории формирования разориентированных структур при пластической деформации металлов// Н.Новгород, «Литера», 2011, 357с.
- [3] В.В. Рыбин, В.Н. Перевезенцев, Ю.В. Свирина, ЖТФ, 2016, том 86, вып. 6, с. 100-105

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

lotkov@ispms.tsc.ru

На основе собственных результатов и литературных данных в работе сделан обзор современного состояния изучения закономерностей и возможных механизмов измельчения зерна в сплавах на основе никелида титана при большой пластической деформации. Большие пластические деформации сплавов на основе TiNi при температурах ниже 573 К приводят к частичной аморфизации структуры. При «горячей» деформации ( $T > 0,5T_{пл.}$ ) формируются по механизму прерывистой динамической рекристаллизации (ДР) либо крупнозернистые, либо мелкокристаллические структуры сплавов. Наиболее эффективное измельчение зёрновой структуры достигается в результате ИПД в интервале температур «теплого» деформирования ( $0,3 < T/T_{пл.} < 0,5$ ).

Однако при теплой пластической деформации в условиях пониженной диффузионной подвижности атомов изменяется механизм структурообразования. Предложена модель формирования ультрамелкозернистой структуры при ИПД сплавов на основе никелида титана на ранних стадиях ИПД ( $\epsilon < 2$ ), сущность которой составляют последовательная реализация фрагментации зёрновой структуры сплава на разных масштабных уровнях мезо- и микрополосами локализации деформации (МПЛД), двойникование и механизмы динамической рекристаллизации. В результате действия этих механизмов деформации формирование наиболее значимой доли самой мелкозернистой составляющей микроструктуры (СМК или наноструктурная, в зависимости от этапа ИПД) происходит внутри МПЛД или на их пересечениях. Объемная доля подобных микрообъемов увеличивается при увеличении суммарной накапливаемой пластической деформации. При увеличении деформации развиваются процессы непрерывной динамической рекристаллизации, сопровождающиеся поворотом субзёрен, и приводящие к формированию ультрамелкозернистой структуры с большеугловыми границами зёрен. Изменение среднего размера зёрен удаётся описать в рамках модели непрерывной динамической рекристаллизации в формализме Колмогорова-Джонса-Мела-Авраами. В результате анализа результатов построена диаграмма механизмов измельчения в сплавах на основе никелида титана в зависимости от температуры и величины накопленной деформации, позволяющая производить прогнозы условий, при которых возможно эффективное измельчение зёрновой структуры.

Анализируется структурообразующая роль точечных дефектов в процессе фрагментации зёрновой структуры. На основе модельного рассмотрения показано, что процесс массопереноса по неравновесным границам зёрен может быть одним из основных механизмов ограничения предельного измельчения зёрновой структуры в сплавах на основе никелида титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013-2020 гг. (проект III.23.2.2) и гранта РФФИ (№ 16-58-00143 Бел\_a).

# FRICITION STIR PROCESSING OF LOW CARBON STEELS USED IN SHIPBUILDING

Sekban D.M.<sup>1</sup>, Akterer S.M.<sup>2</sup>, Alemdag Y.<sup>3</sup>, Purcek G.<sup>3\*</sup>

<sup>1</sup>Department of Naval Architecture and Marine Engineering, Karadeniz Technical University, Trabzon, Turkey

<sup>2</sup>Department of Automotive Technology, Recep Tayyip Erdogan University, Rize, Turkey

<sup>3</sup>Department of Mechanical Engineering, Karadeniz Technical University, Trabzon, Turkey

\*pur  
cek@ktu.edu.tr

Effect of single-pass friction stir processing (FSP) on the microstructure and mechanical properties of a low carbon steel mainly used in shipbuilding was investigated in details. A fine-grained (FG) microstructure was achieved in the processed zone by large deformation and simultaneous dynamic recrystallization of coarse-grained (CG) structure during FSP. The grain size of ferritic phase decreased from 25  $\mu\text{m}$  down to about 3.0  $\mu\text{m}$  after FSP. This substantial grain refinement along with moderate dislocation accumulation brings about a significantly enhancement in strength values without notably sacrificing the elongation to failure and more importantly the uniform deformation behaviour. Both yield and tensile strength values increased from 256 MPa and 435 MPa to 334 MPa and 525 MPa, respectively. The elongation to failure decreased slightly from 44% to 32%. The uniform elongation also decreased slightly from 18% to about 14%.

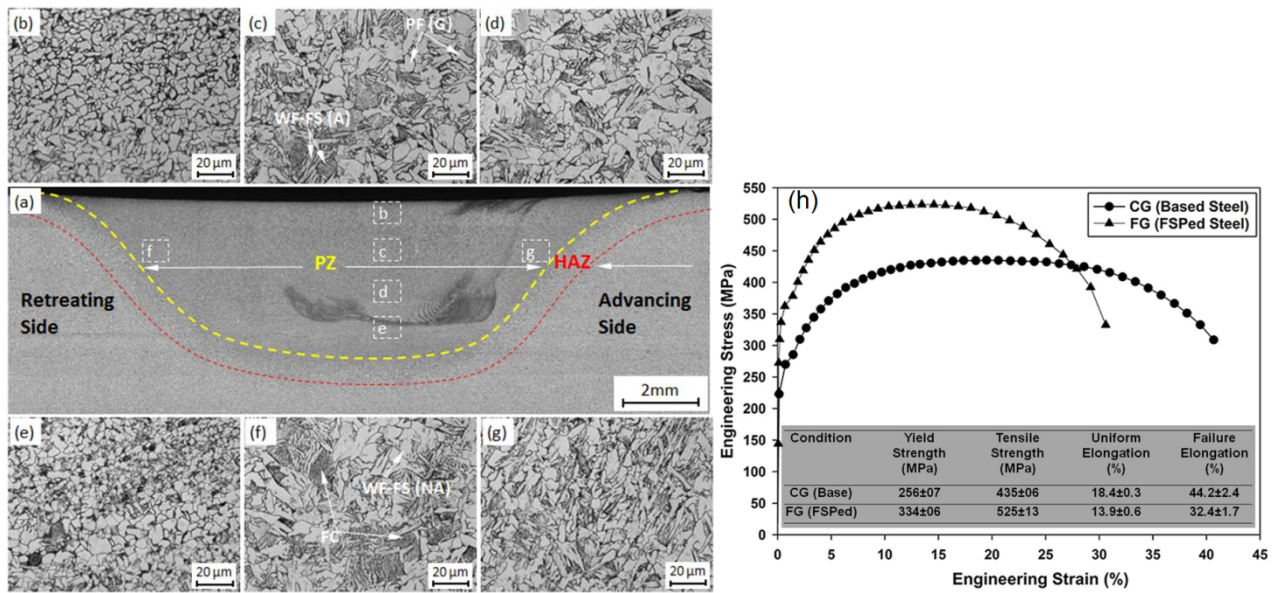


Fig. 1. Optical micrographs showing the global and detailed microstructures of FSPed Grade A steel sample: (a) A general view of cross-section of the sample perpendicular to the advancing direction of the sample, (b) the shoulder-effected PZ, (c)-(d) PZ from top of the surface through the subsurface, (e) edge of the pin-effected PZ, (f) transition region in retreating side and (g) transition region in advancing side. (h) Stress-strain curves and values of the base and FSPed steel.

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ

Назаров А.А., Жилияев А.П.

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

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы и сплавы, полученные такими деформационными методами, как кручение под высоким давлением (КВД) и равноканальное угловое прессование (РКУП), имеют неравновесную структуру и характеризуются высокими внутренними напряжениями, создаваемыми внесенными в процессе деформации дефектами, и избыточной запасенной энергией [1,2]. Целенаправленная модификация этой структуры создает возможность управления механическими свойствами УМЗ материалов в довольно широких пределах.

Одним из методов модификации структуры материалов, способствующих релаксации неравновесного состояния и внутренних напряжений, является отжиг. При отжиге, однако, может происходить рост зерен, и повышение пластичности неминуемо сопровождается потерей определенной части уже достигнутой высокой прочности УМЗ материалов.

Перспективным методом воздействия на микроструктуру материалов является ультразвуковая обработка (УЗО). Знакопеременные напряжения, вызванные ультразвуком, повышают подвижность дислокаций, могут приводить к их зарождению и формированию различных дислокационных структур. При воздействии на деформированные металлы ультразвук может способствовать усовершенствованию их структуры.

В рамках проекта «Исследование процессов ультразвуковой обработки и сварки ультрамелкозернистых металлов и сплавов для повышения механических характеристик материалов и использования в аддитивных технологиях» проводятся исследования воздействия ультразвуковых колебаний на УМЗ структуру технически чистого никеля НП2, полученную методом КВД. Результаты исследований с использованием методов дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратно рассеянных электронов, измерений микротвердости показывают, что УЗО значительно влияет на структуру УМЗ никеля, приводя к релаксации внутренних напряжений и избыточной энергии материала.

Атомистическое компьютерное моделирование с использованием метода молекулярной динамики показывает, что при знакопеременном нагружении происходит релаксация структуры неравновесных границ зерен. Вблизи стыковых дисклинаций, являющихся типичными дефектами границ зерен в деформированных металлах, под воздействием колебаний напряжений происходит процесс генерации решеточных дислокаций, снижающий концентрацию напряжений вблизи дефектов. Детальное исследование этого процесса может дать ценную информацию о микромеханизмах воздействия ультразвука на структуру УМЗ материалов.

Работа была поддержана грантом Российского научного фонда № 16-19-10126.

## Литература

1. *Nazarov A.A. and Mulyukov R.R. Nanostructured Materials // Nanoscience, Engineering and Technology Handbook, Eds. S. Lyshevski, D. Brenner, J. Iafrate W. Goddard. USA, Boca Raton: CRC Press, P.22-1–22-41.*
2. *Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications // TMS-Wiley. 2013. 460 p.*



# THE RESEARCH OF CRYSTALS DEFECT ON STRUCTURE OF THE COBALT METALLIC NANOWIRES USING CLERI-ROSATO POTENTIAL UNDER UNIAXIAL TENSILE STRAIN

Starostenkov M.D.<sup>1</sup>, Aish M.M.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>*I.I. Polzunov Altai State Technical University, Barnaul, Russia*

<sup>2</sup>*Physics Department, Faculty of Science, Menoufia University, 32511 Shebin Elkom, Egypt  
mohamedash2@yahoo.com*

Sub-atomic dynamics recreations have been completed on some single-crystal hexagonal metals, Cobalt nanowires supply of uniaxial tension to investigate the nature of deformation and fracture. The deformation corresponds to the direction  $\langle 0001 \rangle$  plane. A many-body interatomic potential for HCP Cobalt nanowires within the second-moment approximation of the tight-binding model was utilized to complete three dimensional molecular dynamic (MD) simulations. A computer experiment is performed at a temperature 300K. The stored energy diagrams obtained at various time by the MD simulations of the tensile specimens of these metallic Cobalt nanowires show a rapid increase in stress up to a maximum followed by a gradual drop to zero when the specimen fails by ductile fracture. The feature of deformation energy can be divided into three regions: quasi-elastic, plastic and failure. The nature of deformation, slipping, twinning and necking were studied. Stress decreased with increasing volume and the breaking position increases. The results showed that breaking position depended on the nanowire size. From this, it appears that Cleri Rosato potentials make good represent for the deformation behavior of HCP metallic nanowires. The materials suffer plastic deformation under the influence of strain, which is necessary for the treatment of HCP Cobalt metals. The various defects, including the planar ones appear in the above mentioned process. Some of such defects can be energetically profitable. The results of the influence of high pressures on the material, as a rule, can be observed only after external loadings. The understanding of the process, taking place in crystals can be reached by the construction of the crystal. The model was subjected to high speed of deformation.

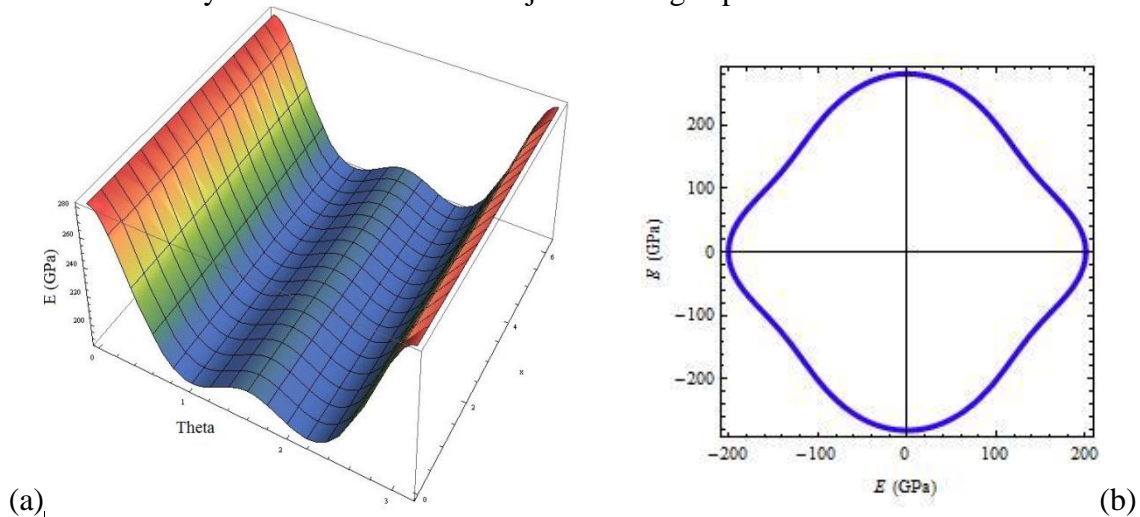


Figure 1. (a) Angular variation of Young modulus for Cobalt nanowire, and (b) Normalized polar diagram of Young modulus for Co: where the anisotropy factor for elastic modulus of  $C_{66} = 1.401$ .

## References

1. M.M. Aish, M.D. Starostenkov., Materials Physics and Mechanics 24 (2015) P. 139-144.
2. Starostenkov M.D., Aish M.M. Advanced Materials Research. 2014. V.1013. P. 242-248.
3. M.M. Aish, M.D. Starostenkov, // Materials Physics and Mechanics, 18 (2013), 1, P. 53–62.
4. M.D. Starostenkov1, M.M. Aish, //Materials Physics and Mechanics 21 (2014) 1-7.

# ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СООТНОШЕНИЯ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: МОДЕЛЬ, ЭКСПЕРИМЕНТ, ИДЕНТИФИКАЦИЯ

Коновалов А.В.

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург*  
avk@imach.uran.ru

Металлы и сплавы в процессе пластической деформации при температурах 0,6–0,8 от температуры плавления обладают сложной реологией, обусловленной вязкими свойствами и одновременным проявлением процессов упрочнения за счет образования и роста количества дислокаций и разупрочнения вследствие возврата и рекристаллизации. В результате определяющие соотношения таких сред должны учитывать сложное взаимодействие этих физических процессов и зависеть от истории нагружения.

В работе представлены определяющие соотношения для изотропных и изотропно упрочняемых упруговязкопластических сред, в которых в процессе деформации протекают указанные выше физические процессы, приведены методика и результаты экспериментальных исследований для алюминиевого сплава АМг6, а также методика для идентификации этих определяющих соотношений.

При выводе определяющих соотношений [1] основывались на аддитивном разложении ковариантных компонент тензоров полных, упругих и пластических деформаций в контравариантном базисе текущей лагранжевой системы координат. Упругие деформации малые, пластические - большие. Связь между упругими деформациями и напряжениями описывается законом Гука. Изменение объема чисто упругое. Скорость пластической деформации подчиняется ассоциированному закону пластического течения с функцией нагружения Мизеса. Изменением температуры пренебрегли. Напряжения складываются из упругих и вязких напряжений. Тензор вязких напряжений подобен девиатору тензора скоростей деформаций. Вязкие напряжения зависят только от скорости деформации. При чисто упругих деформациях вязкие напряжения дополнительно пропорциональны величине самой деформации, и при стремлении последней к нулю также стремятся к нулю. В упругой области модель отличается от классической вязкоупругой модели Фойхта тем, что вязкость пропорциональна величине упругих деформаций.

В определяющие соотношения входят упругие константы (модуль Юнга и коэффициент Пуассона), коэффициент вязкости в функции от скорости деформации и напряжение текучести (сопротивление деформации) в условии пластичности Мизеса. Сопротивление деформации зависит от истории процесса деформирования и представлено иерархической математической моделью с внутренними переменными, кинетические уравнения для которых описывают проходящие при деформации процессы. Модель содержит числовые параметры. Их значения определяются по экспериментальным данным изменения сопротивления деформации в зависимости от истории изменения скорости деформации и достигнутой объемной долей динамически рекристаллизованных зерен в сплаве [2].

## Литература

1. *Коновалов А. В.* Определяющие соотношения для металлов при высокотемпературных пластических деформациях // Известия РАН. Механика твердого тела. 2009. № 1. С. 116 – 123.
2. *Смирнов А.С., Коновалов А.В., Мазунин В.П.* Моделирование реологии сплава АМг6 с учетом объемной доли динамической рекристаллизации // Физико-химическая кинетика в газовой динамике 2013. Т.15. – URL: <http://www.chemphys.edu.ru/article/323>.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИОННОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Утяшев Ф.З.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
ufz1947@mail.ru

Целью работы явилось построение физически обоснованной математической модели процесса деформационного измельчения зерен в металлах, базирующейся на принципиальных положениях осуществления процесса пластической деформации и экспериментальных данных об эволюции структуры в металлах в условиях интенсивной пластической деформации (ИПД).

Для установления связи между деформированным и структурным состоянием металла, были решены следующие задачи:

1. Выполнен анализ возможности использования для построения модели векторных и скалярных характеристик описания деформированного состояния материала.
2. Разработан подход к определению формоизменяющей и ротационной составляющих накопленной деформации при ИПД [1].
3. Выявлены основные закономерности эволюции структуры в различных металлах при ИПД [2].
4. Установлено уравнение связи между ключевыми параметрами, описывающими деформацию, и структурными изменениями в металлах [1, 3].
5. Получены уравнения, описывающие изменения размеров областей разориентации - ячеек, микрополос, зерен и их угловые разориентировки в зависимости от условий деформации металла [1, 3].
6. Выполнена оценка влияния деформационного разогрева на размеры и угловые разориентировки формируемых зерен [1].
7. Рассмотрены особенности формирования ультрамелкозернистой и нанозернистой структуры на примере жаропрочных никелевых сплавов.
8. Произведена верификация модели.

В работе показано, что предельный размер зерен, формируемый в металлах при ИПД, обратно пропорционален накопленной тензорной плотности дислокаций, которая зависит от накопленной внутрикристаллической составляющей деформации и масштабного фактора, характеризующего размеры деформируемой области материала. Ротационная составляющая деформации определяет угловые разориентировки границ зерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).*

## Литература

1. Утяшев Ф.З., Рааб Г.И. Деформационные методы получения и обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов – Уфа: Гилем, НИК Башк. энцикл. 2013. -376 с.
2. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука 2002. 438 с.
3. Utyashev F.Z., Raab G.I. The model of structure refinement in metals at large deformations and factors effecting grain sizes // Rev.Adv. Mater.Sce. 2006. № 11. P. 137-151

# ОПТИМИЗАЦИЯ ГЕТЕРОГЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КАК ОСНОВНОЙ ПРИНЦИП ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

**Маркушев М.В.**

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

Рассмотрен базовый принцип «оптимизации гетерогенности структуры», определяющий требования к исходному структурно-фазовому состоянию слитков, пресованных и катаных полуфабрикатов из промышленных деформируемых термически упрочняемых и неупрочняемых средне- и высокопрочных алюминиевых сплавов, заложенный в термомеханическую обработку (ТМО), обеспечивающую получение из них ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных (НС) объемных и листовых заготовок.

Обсуждены общие подходы и эффективность различных известных деформационных методов и способов ТМО сплавов со структурой матричного типа, а также особенности их многоуровнево структурирования и получаемых структурных состояний. Обсуждена феноменология и природа рекристаллизационных процессов, показана важная роль частиц вторых фаз в получении и стабильности УМЗ и наноструктур.

Рассмотрены основные критерии указанного принципа, их возможная эволюция при переходе от обработок, реализующих обычные деформации, к большим (severe, интенсивной), обсуждены их особенности и ограничения для термически упрочняемых и неупрочняемых сплавов.

Показаны примеры нескольких наиболее эффективных схем ТМО сплавов, в том числе реализующих большие деформации при комнатной и отрицательных температурах. Рассмотрены особенности структуро- и свойствоформирования сплавов, обсужден потенциал обработок.

Представлены и обсуждены результаты исследований, показавшие то, что варьируя размер и плотность частиц вторичных фаз в исходном материале, можно как активизировать, так и полностью подавлять наноструктурирование его матрицы при неизменной схеме и режимах ТМО, и тем самым достигать или, напротив, не обеспечивать его упрочнение до уровня, отмечаемого в НС состоянии.

Сделан вывод о важности постановки и проведения работ по оценке влияния природы и морфологии выделений на эффективность деформационного наноструктурирования сплавов и разработке на их основе новой системы критериев принципа оптимизации гетерогенности.

*Работа выполнена по гранту РФФИ № 16-19-10152*

## МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА Fe-30%Cr-8%Co ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Корзникова Г.Ф.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*  
korznikova@anrb.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, таким как надежность и долговечность. 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.

В последнее время предпринимаются попытки оптимизации химического состава магнитов и режима термомагнитной обработки с целью повышения уровня эксплуатационных свойств. В частности, разрабатываются малокобальтовые сплавы (8-10%), которые оставались малоизученными из-за низкого уровня магнитных свойств после стандартных режимов термообработок. В то же время эти сплавы обладают рядом преимуществ, главное из которых - это открытая однофазная область  $\alpha$ -твердого раствора. Эта особенность позволяет проводить деформацию в однофазной области в широком интервале температур и избегать закалки с высоких температур (выше 1200° по ГОСТ 24897-81) перед термомагнитной обработкой и отпуском. Еще одним преимуществом малокобальтовых сплавов является возможность использования в этих сплавах так называемого метода деформационного старения, который заключается в одноосной холодной деформации со степенью 50-70%. В этом случае энергоемкая термообработка в магнитном поле не требуется. Полученные после предварительного старения изотропные частицы удлиняются в одном направлении за счет одноосного растяжения, приобретая анизотропию формы, обеспечивающую максимальные магнитные характеристики после ступенчатого отжига или охлаждения с контролируемой скоростью. В описанном методе ключевым является вопрос о ресурсе пластичности сплава в предварительно состаренном состоянии.

Целью настоящей работы был выбор температуры деформации, обеспечивающей максимальную технологическую пластичность при комнатной температуре сплава Fe-30%Cr8%Co в предварительно состаренном состоянии, которая лимитирует возможность холодной деформации волочением, необходимой для получения вытянутых частиц  $\alpha_1$  фазы в  $\alpha_2$  матрице. Для выбора температуры деформации, обеспечивающей максимальную пластичность сплава, использовали горячую осадку при температурах от 750 до 900°С.

Показано, что зависимость напряжения течения сплава от температуры деформации имеет немонотонный характер, который связан с изменением механизма деформации. В интервале температур 650-700 °С деформационное упрочнение выражено более сильно и наблюдаются признаки теплой деформации, а при температурах 750°С и выше деформационное упрочнение снижается и наблюдаются признаки динамической рекристаллизации. В температурных интервалах, отличающихся механическим поведением, формируется микроструктура различного типа. Так, в интервале температур 650-700 °С зерна вытягиваются в направлении деформации и возникает субструктура. В интервале температур 750-900 °С в структуре развивается процесс динамической рекристаллизации. Минимальный размер зерна и максимальная доля высокоугловых границ наблюдается после деформации при температуре 750 °С. Максимальную технологическую пластичность в предварительно состаренном состоянии при комнатной температуре наблюдали после деформации при 750°С.

# СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ И ЕЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Валитов В.А.

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

В работе обобщены результаты многолетних систематических исследований большого круга гетерофазных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), связанных с разработкой оптимальных режимов деформационно-термической обработки, обеспечивающих преобразование исходной крупнозернистой структуры в ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру и далее ее измельчение вплоть до нанокристаллического структурного состояния.

На основании полученных данных предложен универсальный методологический подход, позволяющий сформировать в объемных и листовых полуфабрикатах из гетерофазных ЖНС ультрамелкозернистую (УМЗ) или нанокристаллическую (НК) структуры дуплексного типа. Формирование таких структурных состояний в вышеуказанных материалах происходит в процессе интенсивной деформационно-термической обработки с постадийным снижением температуры деформации от  $0,9 \div 0,8 T_{пл}$  до  $0,6 \div 0,5 T_{пл}$ . В результате такой обработки достигается постадийное измельчение исходной крупнозернистой структуры вплоть до НК структурного состояния.

Установлены оптимальные температурно-скоростные условия сверхпластической (СП) деформации дисперсионно-твердеющих ЖНС (ЭП962, ЭП742, ЭИ698, ЭИ437, ЭП975, ХН58МБЮД, Inconel 718) с УМЗ структурой дуплексного типа. При этом установлено, что при размере зерен менее 1 мкм эффект СП проявляется при температурах на  $200-350^{\circ}\text{C}$  ниже, чем в материалах с микрокристаллической структурой (7-15 мкм). При этом в  $1,5 \div 2$  раза снижается уровень напряжения течения и на  $1 \div 1,5$  порядка повышается скорость деформации. Показано, что в ЖНС типа ПДУ-1, дополнительно упрочненных тугоплавкими частицами фазы  $Y_2O_3$ , достигается высокая термическая стабильность УМЗ структуры. Благодаря этому в таких сплавах наблюдается не только низкотемпературная, но и высокоскоростная СП, причем последняя проявляется при высоких гомологических температурах, близких к температуре солидуса.

Разработан ряд новых опытно-промышленных технологических процессов получения объемных и листовых СП полуфабрикатов и деталей из ЖНС в том числе:

- ротационной вытяжки в режиме СП сложнопрофильных тонкостенных дисков с глубокими поднутрениями из ЖНС, в частности, из сплава Inconel 718 с однородной мелкозернистой структурой и высоким комплексом механических свойств;
- штамповки и раскатки в условиях СП сложнопрофильных осесимметричных деталей типа дисков ГТД из ряда ЖНС (ЭП742, ЭП962, ЭК79, ЭП975), которые после окончательной термообработки полностью удовлетворяют требованиям технических условий и успешно прошли ресурсные испытания (сплав ЭП962) на опытном двигателе. Новизна технических решений, использованных в данных процессах, подтверждена российскими и международными патентами.

На примере сплава ХН58МБЮД и его зарубежном аналоге - сплаве Inconel 718 показано, что формирование в заготовках УМЗ структуры с размером зерен менее 1 мкм обеспечивает возможность реализации эффекта низкотемпературной СП в технологических процессах пневмоформовки и сварки давлением.

Показано, что одним из наиболее эффективных методов получения неразъемных соединений применительно к детали типа «блиск» из монокристаллических интерметаллидных сплавов на основе  $Ni_3Al$  с деформируемыми ЖНС типа ЭП975 является твердофазная сварка давлением в условиях высокотемпературной СП никелевого сплава.

# ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОЛЫХ ЯЧЕЙСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ

Сафиуллин Р.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия  
dr\_rvs@mail.ru*

Успех создания перспективной авиакосмической техники во многом определяется тем, насколько эффективно и всесторонне будут реализованы самые передовые научные достижения, прогрессивные конструкторские и производственные решения [1]. Разработка новых ресурсосберегающих технологических процессов, использующих материалы с высокими эксплуатационными свойствами и обеспечивающих получение облегченных полых жестких и прочных конструкций, открывает широкие возможности для создания перспективной авиакосмической техники. Проведенные в последние десятилетия в России и за рубежом исследования показывают, что высокую эффективность при изготовлении полых конструкций для авиакосмической техники обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки с диффузионной сваркой (СПФ/ДС). В настоящее время данная технология рассматривается как одна из наиболее перспективных, поскольку обеспечивает гибкость проектирования и изготовления сложных конструкций с экономией по массе до 30% при снижении стоимости изготовления приблизительно на 50% [2]. В работе описаны результаты многолетних исследований по разработке технологии СПФ/ДС, проводимые за рубежом и в ИПСМ РАН, для получения типовых изделий авиакосмической промышленности, таких как полые лопадки, крыльевые и корпусные панели. Обсуждены последние результаты и перспективы развития технологии СПФ/ДС. На рис. 1 приведены примеры конструкций, получаемых по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН.

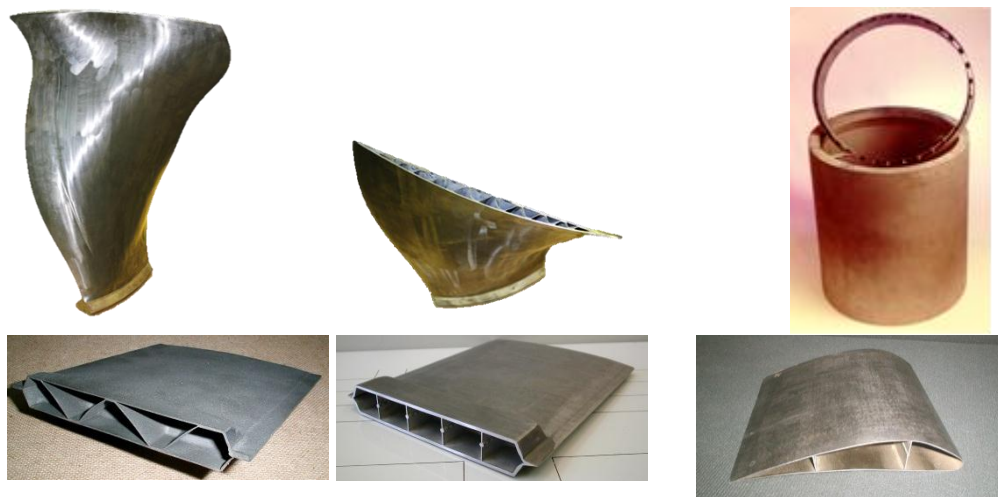


Рис.1. Примеры конструкций, получаемых по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН.

## Литература

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

## ЧАСТИЦЫ ИЗ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА

Смоланов Н.А.

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

Применение плазменной дуги в качестве источника наночастиц стало одним из распространенных методов синтеза соединений тугоплавких материалов [1]. Структура и свойства частиц и пленок, образующихся при осаждении распыленного катода вакуумной дугой, представляют интерес как объект физики и химии плазмы, так и материаловедения.

В настоящей работе обобщены результаты комплексного исследования частиц, осажденных на стенках вакуумной камеры из потока плазмы дугового разряда в условиях наложения электрического и магнитного полей. Установлена зависимость элементного, фазового и гранулометрического состава микрочастиц в виде порошков и пленок, полученных при распылении титана в атмосфере реакционных газов, от ряда факторов, в частности, расстояния катод – подложка и величины магнитного поля в межэлектродном пространстве. Изучение микрокристаллитов методом малоуглового рентгеновского рассеяния указало на фрактальный характер частиц. Методом ЭПР проведен анализ продуктов дугового разряда и проведено сопоставление магнитных свойств с фазовым составом. В качестве примера на рис. 1 а, б представлены спектры ЭПР частиц, размерами фракций менее 0,075мм.

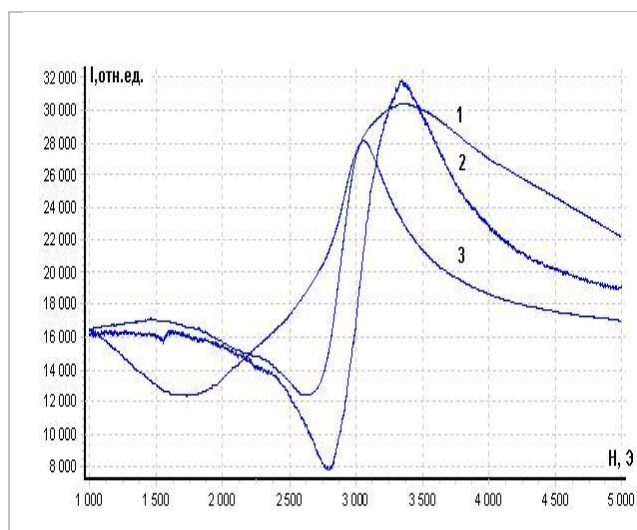


Рис.1 а .  $g = 2.23$

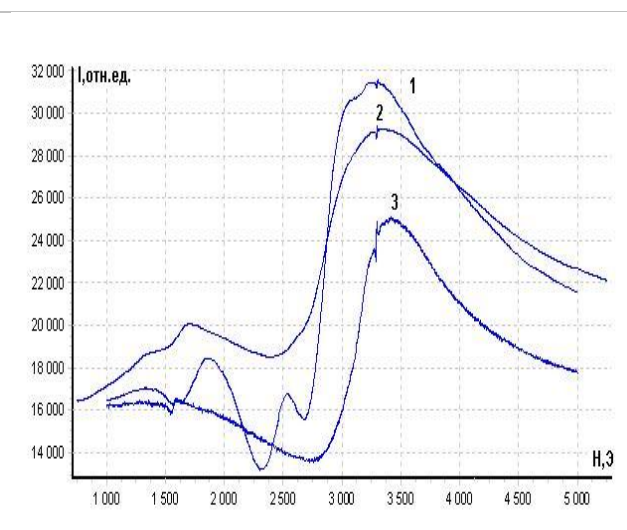


Рис. 1 б .  $g_1 = 2.23, g_2 = 2.72, g_3 = 3.83$

Рассчитаны  $g$ -факторы ( $g = 2.23$  для частиц, полученных с подачей отрицательного потенциала на подложку и  $g_1 = 2.23, g_2 = 2.72, g_3 = 3.83$  для частиц, полученных без подачи потенциала). Отметим анизотропию формы линий ЭПР.

Анализ обнаруженных фрактальных структур [2] из плазмы проведен на основе возможного образования и существования в плазменном потоке токовых слоев [3]. Проведен анализ ретроградного вращения катодного пятна и плазменного потока.

### Литература

1. Р.А. Андриевский, Успехи химии, 66(1) (1997) 57.
2. Клеман М., Лаврентович О.Д. Основы физики частично упорядоченных сред. М.: Физматлит, 2007, 680 с.
3. Леденцов Л. С., Сомов Б. В. //УФН **185** 113–142 (2015).



## СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ПОЛЫХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Круглов А.А.

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

Полые легкие и одновременно жесткие конструкции из титановых сплавов, такие как обечайки, сферические оболочки, гофрированные панели, являются ответственными изделиями летательных аппаратов. В настоящее время совершенствование отечественных технологий их изготовления направлено как на увеличение конструкционной прочности, так и на снижение трудоемкости, энергосбережение и экологическую безопасность. Ведущими аэрокосмическими фирмами для изготовления тонкостенных конструкций из титановых сплавов используется метод сверхпластической формовки (СПФ).

Существенным способом расширения возможностей технологических процессов на основе СПФ является использование сварных полуфабрикатов, изготовленных сваркой давлением (СД). Такими полуфабрикатами могут две листовые заготовки, соединенные по периметру или три заготовки, соединенные селективно между собой.

Возникает другая проблема, как деформировать такие полуфабрикаты, и здесь хорошим подспорьем является метод конечных элементов (КЭ). Созданы современные комплексы КЭ анализа, которые позволяют определять технологические параметры изготовления СПФ конструкций. Только для использования программных комплексов необходимы определяющие соотношения, константы в них входящие нужно выявлять по результатам тестовых формовок, что дает совпадение численных и экспериментальных результатов с расхождением не более 10% [1].

С помощью программного комплекса ANSYS были установлены закономерности формообразования полых конструкций из сварных полуфабрикатов, которые были подтверждены экспериментально.

Важной задачей, безусловно, является повышение конструкционной прочности получаемых конструкций. На мой взгляд, есть два пути решения: использовать эффект низкотемпературной сверхпластичности, что позволит снизить размер зерен в готовом изделии, и/или использовать эффект многослойности за счет выполнения заготовок, образующих сварную конструкцию, в виде набора листов [2-4].

### Литература

1. Р.А. Васин, Ф.У. Еникеев, А.А. Круглов, Р.В. Сафиуллин Об идентификации определяющих соотношений по результатам технологических экспериментов // МТТ. 2003. № 2. С. 111–123.
2. Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Свойства слоистого композиционного материала и перспективы его использования // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 7. С. 38–40.
3. Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Перспективы применения наноструктурных титановых сплавов в машиностроении // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2009. № 1. С. 69–72.
4. Круглов А.А. Пути повышения конструкционной прочности сферических сосудов давления // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. № 4. С. 32–36.

# ОСОБЕННОСТИ ДИАГРАММ РАСТЯЖЕНИЯ С ТОКОМ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Столяров В.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия  
vlstol@mail.ru

Сплавы с памятью формы представляют большой научный и практический интерес благодаря их необычному свойству – эффекту памяти формы (ЭПФ), обусловленному обратимым термоупругим мартенситным превращением. Все больше исследований в последние годы посвящают различным способам воздействия на структуру таких материалов с целью улучшить характеристики ЭПФ. Одним из таких способов является обработка электрическим током совместно с пластической деформацией. Однако механизм влияния электрических импульсов на материал остается до конца не выясненным. Неизбежный нагрев от тока вызывает споры о том, какой из эффектов преобладает: электропластический (ЭПЭ) или тепловой.

В настоящей работе исследована форма кривых растяжения при одноосном растяжении крупнозернистого (КЗ) и наноструктурного (НС) сплава  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ , а также аморфного сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  при режимах тока, обеспечивающих минимальный тепловой эффект: одиночные импульсы (плотность тока  $j=500$  А/мм<sup>2</sup>, длительность импульса  $\tau=100$  мкс), многоимпульсный ( $j=20$  А/мм<sup>2</sup>,  $\tau=100$  мкс, частота импульсов  $f=100$  Гц), постоянный ток ( $j=4$  А/мм<sup>2</sup>). Температура образцов не превышала 37 и 70 °С, соответственно, при многоимпульсном и постоянном токе. КЗ состояние получено закалкой от 800 °С в воду, НС – прокаткой с током до  $\epsilon = 1,6$  с последующим отжигом при 450 °С.

Полученные результаты свидетельствуют о наличии ЭПЭ в КЗ сплаве на стадии деформационного упрочнения в виде скачков напряжений вниз амплитудой 10 МПа в режиме одиночных импульсов. На площадке псевдотекучести наблюдаются скачки напряжения вверх амплитудой до 50 МПа, связанные с превращением деформационно-индуцированного мартенсита в аустенит вследствие температурного воздействия тока (рис.1а). При других режимах, особенно для постоянного тока, наблюдается резкое повышение напряжений, соответствующих площадке псевдотекучести, что не наблюдается при одиночных импульсах. В НС и аморфном состояниях ЭПЭ уменьшается или даже подавляется (рис.1б, в), однако уровень напряжений при использовании импульсов тока снижается по сравнению с растяжением без тока.

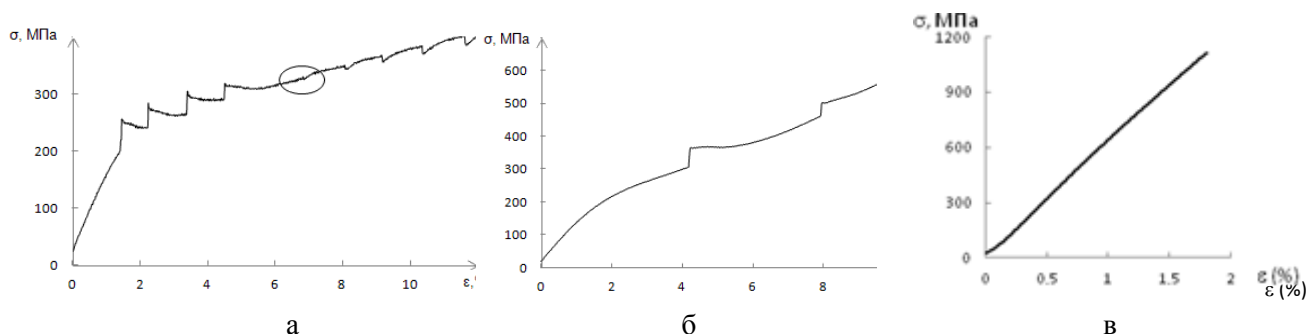


Рис.1 Диаграммы растяжения с одиночными импульсами тока в КЗ (а), НС (б), аморфном (в) состояниях.

Благодарность РФФИ за финансовую поддержку, проект Бел\_а № 16-58-00152.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ ДЕСОРБЦИЯ ВОДОРОДА ИЗ БЕРИЛЛИЯ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Чакин В.П.

*Karlsruhe Institute of Technology, Institute for Applied Materials – Applied Materials Physics,  
Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany  
vladimir.chakin@kit.edu*

Бериллий планируется использовать в качестве материала, размножающего нейтроны, в blankets термоядерных реакторов ИТЭР и ДЭМО. В настоящее время предполагается, что бериллий в blankets будет находиться в виде засыпки минисфер диаметром 1 мм (beryllium rebble bed). Однако не исключен вариант использования другой формы и размера компонента засыпки, главное, чтобы засыпка удовлетворяла ряду технических требований, вытекающих из эксплуатационных параметров blankets. Одним из основных требований являются требования безопасности работы с облученным бериллием, в частности, минимизация содержания радиационно-индуцированного трития к концу срока эксплуатации термоядерного реактора. Для этого необходим сорт бериллия, из которого тритий может выходить в процессе работы blankets.

В работе использованы образцы бериллия, различающиеся технологией производства, размером и формой, а также параметрами микроструктуры, такими как размер зерна, пористость, содержание примесей. В частности, исследовались минисферы правильной формы диаметром 0,5, 1, 2 мм, полученные методом вращающегося электрода (rotating electrode method – REM) NGK, Japan и методом снижения содержания флюорида (fluoride reduction method - FRM), Materion, USA, засыпка из компонентов неправильной формы, полученных методом дробления слитков (crushing method – CM), VNIINM, RF, а также образцы марок бериллия, полученных горячим изостатическим прессованием и различающихся размером зерна (hot isostatic pressing – HIP), Materion, USA и монокристалл бериллия также производства Materion, USA.

Для загрузки водорода в образцы использовалась печь, в которую подавали смесь водорода с 500 аppm трития, который в данном случае играл роль радиоактивной метки для последующих измерений в пропорциональной камере. Загрузку водорода в образцы осуществляли при 600 °С в течение 15 часов при давлении  $4 \times 10^5$  паскаль. Термическую десорбцию проводили при непрерывном нагреве от комнатной температуры до 1100 °С со скоростью нагрева 7 °С/мин. В процессе испытаний образец обдувался гелием с примесью 0,1 % водорода. Скорость подачи газовой смеси составляла 20 мл/мин. После контакта с образцом поток газа достигал пропорциональной камеры, где измерялась активность трития, которая затем пересчитывалась на содержание водорода.

На кривых термической десорбции всегда наблюдался лишь один пик, расположенный в области высоких температур 950-1070 °С. Сравнение исследуемых материалов между собой проводили по температуре пика и общему количеству поглощенного водорода.

Среди минисфер лучшими термодесорбционными свойствами обладают минисферы диаметром 1 мм, изготовленные FRM; среди фрагментов неправильной формы, изготовленных CM, - фрагменты с размером зерна от 10 до 30 мкм; среди марок бериллия, изготовленных HIP, - марка I-220-H, имеющая размер зерна 5,5 мкм. Установлено также положительное влияние технологической пористости на ускорение десорбции водорода. В целом, можно заключить, что бериллиевые материалы, имеющие меньший размер зерна и более развитую пористость, обладают сравнительно лучшими термодесорбционными свойствами.

## ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА

Мурзакаев А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

Aidar@ier.uran.ru

Нанопорошки серебра широко применяются благодаря своим физическим и химическим свойствам. В обзоре [1] рассмотрено большинство известных методов получения наночастиц серебра, проанализированы их достоинства и недостатки. Кристаллическая структура серебра всегда была эталоном гранцентрированной кубической ячейки, в работе [2] было получено доказательство присутствия в самородном серебре новой фазы - гексагональной. Знание фазового состава позволяет прогнозировать свойства материалов, изготовленных на его основе. Т.о., актуально проведение фазового анализа отдельных частиц и выявления закономерностей образования фаз. Целью работы было исследование просвечивающей электронной микроскопией высокого разрешения (ПЭМ ВР) морфологии, микроструктуры, химического и фазового состава наночастиц серебра (НЧ Ag), полученных химическим методом и методом электрического взрыва проволоки (ЭВП).

«Химические» НЧ Ag были синтезированы восстановлением  $\text{AgNO}_3$  с  $\text{N}_2\text{H}_5\text{OH}$  в присутствии цитрата натрия кипячением и интенсивным перемешиванием. Затем золь охлаждался до комнатной температуры в темном месте (скорость охлаждения  $\sim 4 \cdot 10^{-2}$  град/сек). «Физические» НЧ Ag были получены ЭВП серебра Ср 99,99 в атмосфере азота с содержанием азота не менее 99,99 % и содержанием кислорода не более 0,001 % объемной доли. После ЭВП в процессе конденсации паров серебра образуются частицы серебра (скорость охлаждения  $\sim 10^6$  град/сек).

Из ПЭМ снимков было выявлено, что все НЧ Ag имеют округлую форму, близкую к сферической, присутствуют как отдельные частицы, так и их агломераты. «Химические» НЧ Ag - от 2 до 102 нм (средний диаметр - 40 нм), «физические» НЧ Ag – от 5 нм до 175 нм (средний диаметр - 55 нм). Из электронограмм выделенных областей и ПЭМ ВР снимков «химических» НЧ Ag выявлена только кубическая фаза серебра. У «физических» НЧ Ag дополнительно обнаружены точки слабой интенсивности принадлежащие гексагональной фазе Ag. НЧ Ag, полученные методом ЭВП, имеют размерную зависимость фазового состава: все частицы размером  $< 25$  нм имеют только гексагональную фазу, частицы размером 25 - 30 нм содержат и гексагональную, и кубическую фазы, а частицы размером  $> 30$  нм имеют только кубическую фазу. На основе анализа условий получения НЧ Ag сделана попытка объяснения зависимости фазового состава от размера частиц эффектом закалки.

Основное отличие «химических» и «физических» НЧ Ag одинакового размера заключается только в скорости охлаждения после их получения. Однако, быстрое охлаждение не производит гексагональную фазу Ag, если она никогда не образуется в процессе ЭВП. Во время затвердевания формируется кристаллическая структура с минимальной свободной энергией (в том числе поверхностной свободной энергией). Из-за разницы в поверхностной энергии гексагональная фаза формируется в достаточно малых частицах, в то время как кубическая фаза образуется в более крупных частицах. После образования гексагональной или кубической фаз продолжение охлаждения оставляет НЧ Ag при комнатной температуре без какого-либо дальнейшего изменения фазы.

### Литература

1. Ю.А. Крутяков, А.А. Кудринский, А.Ю. Оленин, Г.В. Лисичкин. Синтез и свойства наночастиц серебра: достижения и перспективы // Успехи химии, 2008, т.77 (3), С. 242.
2. М.И. Новгородова, А.И. Горшков, А.В. Мохов, П.П. Перстнев. Новые структурные модификации серебра // Докл. АН СССР. 1978, т.243, №5, с. 1289-1291.

## МИКРОСТРУКТУРА И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

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

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

Исследовали микроструктуру и характеристики сверхпластичности сплава 1570С (Al-5Mg-0,2Sc-0,08Zr) после равноканального углового прессования (РКУП) при 325°C до различных степеней деформации, последующей прокатки при комнатной температуре со степенью ~80% и отжига в интервале 350-520°C.

При РКУП гомогенизированного слитка до  $\epsilon=3, 8$  и 10 формировалась смешанная структура, состоящая на ~30, 70 и 90%, соответственно, из ультрамелких зерен размером около 1 мкм. Остальная часть представляла собой исходные крупные зерна и/или их фрагменты с развитой субструктурой. С увеличением степени деформации увеличивался средний угол разориентировки границ и доля высокоугловых границ (Рис. 1). Все состояния продемонстрировали удовлетворительную термическую стабильность в исследуемом интервале температур с нормальным ростом зерна до 5 мкм (Рис. 2) и уникальные показатели высокоскоростной сверхпластичности с удлинениями от ~2500% при 475°C и скорости деформации  $10^{-2}\text{с}^{-1}$ , для состояния с минимальной долей ультрамелких зерен, до ~4100% при 450°C и той же скорости для состояния с практически однородной ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой.

После прокатки наибольшие удлинения (~3000% при 520°C и  $10^{-2}\text{с}^{-1}$ ) демонстрировал сплав, содержащий ~30% ультрамелких зерен, а удлинения сплава с однородной УМЗ структурой не превышали 1500%. Причиной такого поведения являлась пониженная термическая стабильность УМЗ структуры прокатанного сплава (Рис.2), обусловленная изменениями размера и морфологии выделений алюминидов переходных металлов. А именно, обнаружено, что в нерекристаллизовавшихся участках эти дисперсные выделения при прокатке сохраняли когерентность с матрицей и малые размеры, в то время как в УМЗ областях они преимущественно теряли когерентность и приобретали компактную форму и заметно большие размеры. В результате в УМЗ сплаве после прокатки интенсивный рост зерен начинался уже при температуре 425°C (Рис. 2).

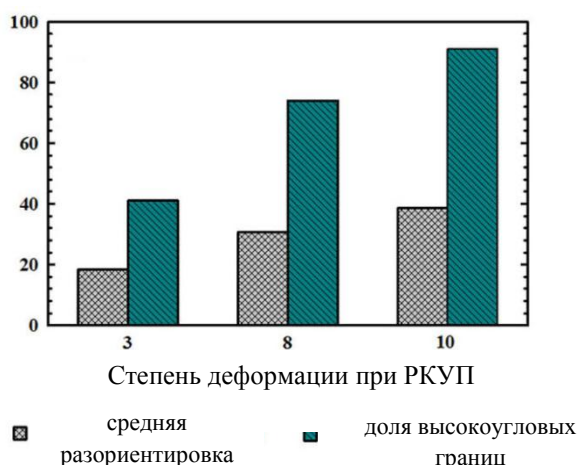


Рис. 1 Угловые параметры микроструктуры сплава 1570С

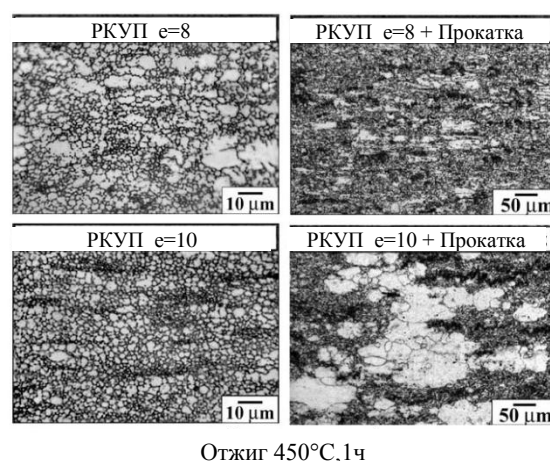


Рис. 2 Микроструктура сплава 1570С после деформации и отжига

# АРТЕФАКТЫ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ МОЛЕКУЛ ДНК МЕТОДАМИ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ

Акбутин Г. Д., Каримов Р. Р., Шарипов Т. И.

Бакирский государственный университет, Уфа  
gaziz.akbutin@yandex.ru

В последнее время стали бурно развиваться исследования, в которых в качестве конструкционного материала для создания наноразмерных устройств используются природные макромолекулы, в частности ДНК. Это обусловлено уникальностью и перспективностью молекул ДНК как объекта, который может иметь широкое применение, например в биосенсорах. Однако, при изучении особенностей молекул ДНК, иммобилизованных на поверхности слюды, возникают некоторые артефакты.

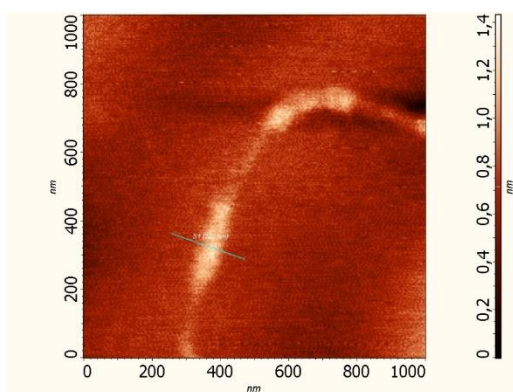


Рис.1. АСМ-изображение молекул ДНК, иммобилизованных на слюде.

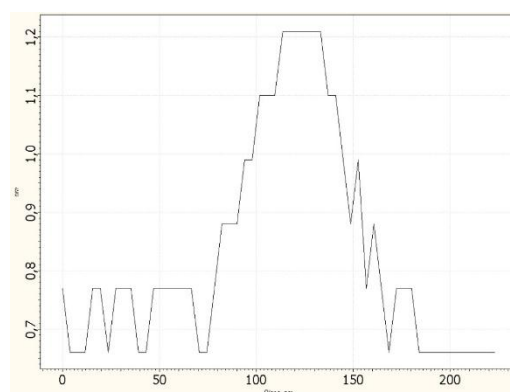


Рис.2. Профиль поперечного сечения по линии, проведенной на рис.1.

В нашей работе в качестве исследуемого объекта был взят  $\lambda$ -ДНК. Для приготовления подложки использовался свежий скол слюды. АСМ-визуализацию получили на установке NTEGRA Prima на полуконтактном методе.

На рис. 1 наблюдается светлая цепочка. Это предполагаемые нити молекулы ДНК. Рассмотрим профиль поперечного сечения молекул (рис. 2). Видно, что ДНК имеет высоту 0,5 нм и ширину 50 нм. Из этих параметров видно, что ширина профиля молекулы имеет завышенное, а высота заниженное значение. Это можно объяснить так называемым "эффектом уширения"[1] и "эффектом занижения"[2].

## Литература

1. Галлямов М.О. СЗМ нуклеиновых кислот и тонких органических пленок. Автореф. дис. . канд. физ.-мат. наук. - М. МГУ, 1999. - 11 с.
2. Z. Shao, J. Mou, D. M. Czajkowsky, J. Yang, and J.-Y. Yuan, Biological atomic force microscopy: what is achieved and what is needed // *Advances in Physics*, 1996, v. 45, No 1, pp. 1-86.

# ЗОННАЯ СТРУКТУРА ДВУМЕРНЫХ СУПЕРИОННЫХ ПРОВОДНИКОВ $\text{CuCrS}_2$ и $\text{AgCrS}_2$

Якшибаев Р.А., Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н.

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

Исследуемые соединения  $\text{CuCrS}_2$  и  $\text{AgCrS}_2$  являются двумерными суперионными проводниками, которые характеризуются структурной разупорядоченностью и имеют высокие значения ионной проводимости выше температуры фазового перехода [1,2]. Интерес к данным соединениям обусловлен тем, что они могут найти широкое применение в микроэлектронике и спинтронике, могут использоваться как электродные материалы.

Расчет зонной структуры суперионных проводников был выполнен из первых принципов с помощью программного пакета Quantum Espresso. Данная программа основана на теории функционала плотности (DFT). При расчете были использованы ультрамягкие псевдопотенциалы для серебра и меди, а для халькогенов – псевдопотенциалы, сохраняющие норму. При расчетах учитываются d-, s-электроны для катионов и s-, p-электроны для халькогенов.

На рис.1. показана зависимость энергии от волнового вектора для соединения  $\text{CuCrS}_2$  и  $\text{AgCrS}_2$ . Из зависимости энергии от волнового вектора для  $\text{CuCrS}_2$  видно, что валентную зону можно разбить на две подзоны энергии. Анализ полученных полной и парциальных плотностей состояний показывает, что первая подзона соответствует интервалу энергии от -15 до -13 эВ. Данная подзона отделена от второй подзоны энергетической щелью с шириной 6 эВ. Результаты расчетов распределения электронной плотности в плоскости (110) для исследуемых соединений характеризуются наличием общих контуров зарядовой области, что подтверждает существование рd-гибридизации между катионом и анионом.

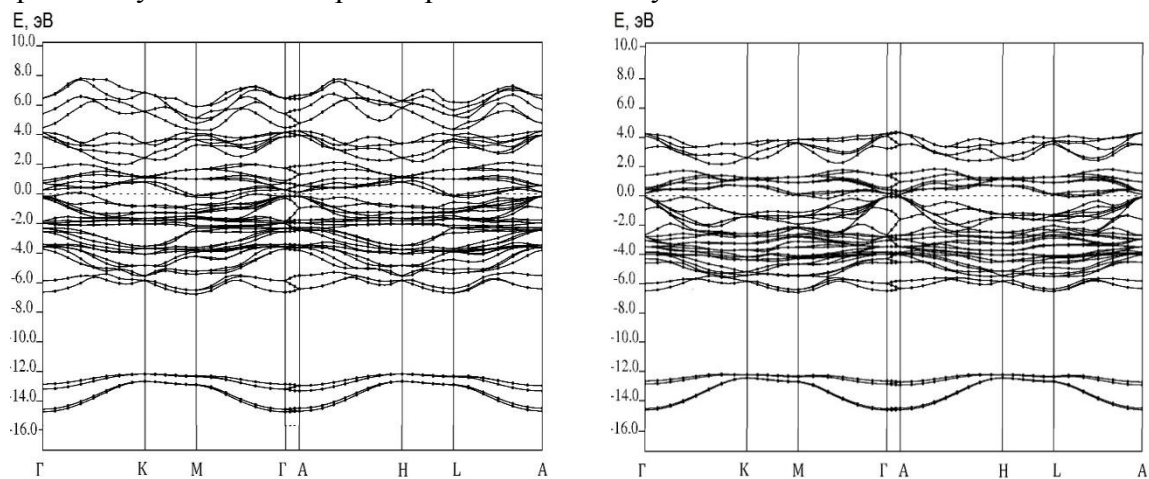


Рис.1. Зонная структура соединения  $\text{CuCrS}_2$  и  $\text{AgCrS}_2$

Полученные результаты расчетов зонной структуры, распределения электронной плотности являются теоретической основой для развития представлений об ионном переносе в изучаемых суперионных проводниках. Планируется произвести расчеты зонной структуры квантовых точек на основе данных соединений.

## Литература

1. Yakshibaev R.A., Akmanova G.R., Almukhametov R.F., Konev W.N. // Phys. Stat. Sol. (a). 991. V. 24, P. 417-426.
2. Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н., Давлетишина А.Д. // Электрохимия. 2013. Т. 49. № 8. С. 921-925.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ФОРМИРОВАНИЕ УМЗ СТРУКТУРЫ В ЗАГОТОВКАХ ДЛЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ РАСКАТКИ ПОЛЫХ ВАЛОВ ИЗ СПЛАВА ЭК79

Алимов А.И.<sup>1</sup>, Сидоров А.А.<sup>1</sup>, Сухоруков Р.Ю.<sup>1</sup>, Кошавцев Н.Ф.<sup>1</sup>, Утяшев Ф.З.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), г. Москва, Россия

<sup>2</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (ИПСМ РАН), г. Уфа, Россия  
art.alimov@gmail.com

В настоящее время полые валы авиационных двигателей изготавливают из жаропрочных сплавов на основе железа и никеля, в частности, из сплава ЭК79. В связи с тем, что данный сплав обладает низкой пластичностью и высоким сопротивлением деформации в диапазоне температур и скоростей горячей деформации, широкое применение находит деформация в состоянии сверхпластичности, при котором материал может подвергаться значительным пластическим деформациям без разрушения под действием относительно малых нагрузок

Механизмом деформации материалов при структурной сверхпластичности является зернограничное скольжение. Для того чтобы зернограничное скольжение было основным механизмом деформации, необходимо, чтобы размер зерен не превышал 20 мкм.

Основным способом измельчения зерен для формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в многофазных сплавах является динамическая рекристаллизация. При рациональном выборе режима деформирования наличие вторичных фаз в межфазном пространстве матрицы значительно повышает термическую стабильность структуры, что позволяет широко использовать динамическую рекристаллизацию как в лабораторных, так и в промышленных условиях.

В настоящей работе исследуется влияние параметров режима горячей штамповки заготовок для сверхпластической раскатки полых валов из сплава ЭК79 на параметры микроструктуры. На основе проведенного исследования разработаны рекомендации для выбора режима деформационно-термической обработки, которая обеспечивает формирование УМЗ структуры [1].

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).*

## Литература

1. Разработка научных основ высокоэффективной технологии и оборудования для изготовления в условиях сверхпластичности широкой номенклатуры полых валов газотурбинных двигателей из жаропрочных сплавов и сталей: отчет о ПНИ / ИМАШ им. А.А. Благонравова; рук. Утяшев Ф.З. ; исполн.: Р.Ю. Сухоруков [и др.]. – М., 2014. – 367 с. – № ГР 114092270017.



# ФОРМИРОВАНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЗАПОЛНЕНИИ ПОРИСТЫХ AL-СОДЕРЖАЩИХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДИСУЛЬФИДОМ МОЛИБДЕНА

Антонова Н.М.<sup>1</sup>, Бабичев А.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Каменский институт (филиал) Южно-Российского государственного политехнического университета им. М.И. Платова, Каменск-Шахтинский

<sup>2</sup>Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону  
melnik1@rambler.ru

Основными антифрикционными материалами в настоящее время служат сплавы металлов, металлокерамические материалы и полимеры с наполнителями. Последние являются весьма перспективными за счет экономичной и простой технологии производства. В настоящей работе проведено исследование антифрикционных свойств новых покрытий, полученных путем заполнения дисульфидом молибдена ( $\text{MoS}_2$ ) поверхностных пор композитов из полимера натрия – карбоксиметилцеллюлозы с порошком Al.

Высокопористые покрытия формировались на фторопластовых подложках в результате самоорганизации систем [1], из полимерных суспензий с порошком Al и наночастицами  $\text{AlO}(\text{OH})$  в энергетически выгодном режиме – при температуре  $(55 \pm 1)^\circ \text{C}$  (рис. 1, а).

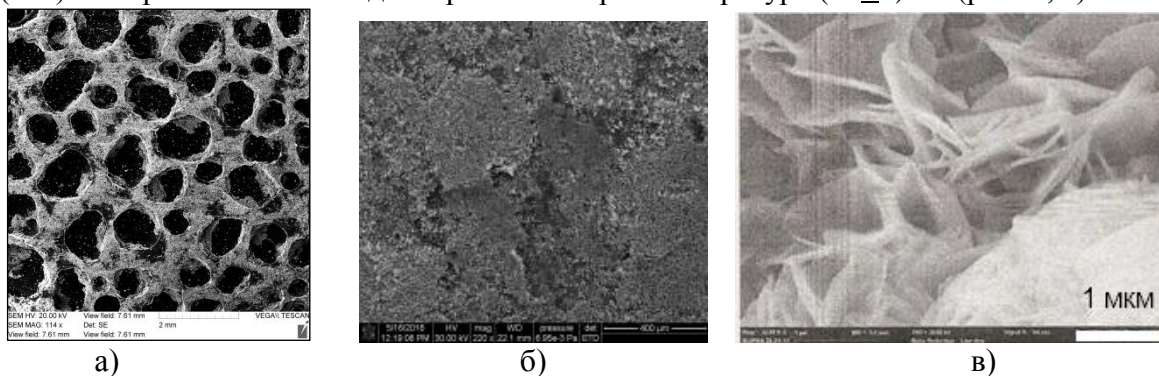


Рис.1. Микроструктура антифрикционного покрытия: а) – пленка в исходном состоянии; б) – после заполнения пор  $\text{MoS}_2$ ; в) – порошок  $\text{MoS}_2$

Открытые поры покрытий заполняли порошком  $\text{MoS}_2$  (рис. 2, б) и после смачивания высаживали на поверхность стали 08кп. Дисульфид молибдена обладает слоистой структурой, в которой есть «прочные» и «плотные» слои, в достаточно большой степени удаленные друг от друга. При этом в слое, покрывающем поверхность трения, имеются сильные связи, тогда как связь между слоями слабые. Такие свойства твердосмазочного покрытия (ТСП) обеспечивают «лёгкое» скольжение трущихся поверхностей относительно друг друга, существенно снижая коэффициент трения и изнашивание пары трения. Испытания ТСП на стендовой установке трения УСУТ-2 показали, что наряду со снижением силы трения, для стальной поверхности, защищенной покрытием с  $\text{MoS}_2$ , наблюдается снижение коэффициента трения на 30 %. Рабочей средой служил воздух. Анализ методами дифференциальной сканирующей калориметрией показал, что разработанные покрытия способны работать при температурах до  $+300^\circ \text{C}$ . Таким образом, использование пористых металлоорганических композитов в качестве матриц для наполнения смазочными материалами, открывает возможности создания экологически чистых покрытий с антифрикционными свойствами.

## Литература

1. Антонова Н.М. Влияние энергетических факторов на самоорганизацию микрочастиц в пленках с микро - и наночастицами алюминия. // Наноинженерия. 2014. - № 4. - С. 3-7.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ ЛИТЫХ И ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ

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

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
Akhunova\_a@mail.ru

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. 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. 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 [1].

В данной работе проведено конечно-элементное моделирование пластического течения материала при сварке давлением двух и трех образцов из разнородных деформируемых (ЭП975) и литых интерметаллидных (типа ВКНА) сплавов при температуре 1125 °С и начальной скорости деформации  $10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Моделирование проводили в двумерной постановке (плоское деформированное состояние). В двухэлементном образце верхний элемент был изготовлен из жаропрочного сплава ЭП975 в ультрамелкозернистом состоянии и нижний - из интерметаллидного сплава ВКНА-4У. В трехэлементном образце верхний и нижний элементы были изготовлены из интерметаллидного сплава ВКНА-4У, промежуточный - из жаропрочного сплава ЭП975 в ультрамелкозернистом состоянии. Геометрические размеры элементов из сплава ЭП975 и ВКНА-4У по осям X и Y составляли 40,5×5 мм и 40,5×3 мм, соответственно.

Рассмотрено несколько вариантов сочетания свариваемых поверхностей образцов. Показано, что способ сварки, при котором рельеф наносится на обе свариваемые поверхности, эквивалентен повышению трения между контактными поверхностями. Это приводит к значительному снижению сдвиговой деформации вблизи контактной поверхности, и, как следствие, ухудшает качество сварки по сравнению с традиционной сваркой плоских поверхностей. Более эффективным способом сварки является сварка образцов с нанесением рельефа только на один свариваемый элемент, поскольку в этом случае возникают зоны активной деформации в центральной области, где в других образцах появляются застойные зоны. Установлено, что при сварке давлением трехэлементного образца каких-либо особенностей деформации не возникает, и результаты моделирования, полученные для двухэлементного образца, можно использовать для анализа напряженно-деформированного состояния на соответствующих контактных поверхностях трехэлементного образца.

*Авторы благодарят региональный грант РФФИ 14-08-97061/15 р\_поволжье\_a*

## Литература

1. Ахунова А.Х., Валитова Э.В., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я. Математическое моделирование влияния рельефа поверхности образца на локализацию пластической деформации в зоне сварки давлением // Сварочное производство. 2015. № 6. С. 34-37.

# ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИИ НА ПРОТЕКАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Бабичева Р.И.<sup>1</sup>, Баимова Ю.А.<sup>2\*</sup>, Дмитриев С.В.<sup>1</sup>, Пушин В.Г.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

\*julia.a.baimova@gmail.com

В основе действия современных smart систем, которые в настоящее время представляют большой интерес и активно исследуются, лежит мартенситное превращение, то есть фазовый переход первого рода от высокосимметричной высокотемпературной аустенитной фазы к мартенситной фазе с пониженной симметрией в ходе охлаждения и обратный переход при нагреве [1]. Понимание механизмов мартенситного превращения и влияния различных факторов на его протекание является интересной и актуальной задачей, экспериментальное решение которой не всегда является возможным. Мощным инструментом ее решения может стать молекулярно-динамическое моделирование, которое на атомарном уровне позволяет изучить процесс фазового перехода.

В данной работе двумерная молекулярно-динамическая модель на основе потенциала Леннарда-Джонса используется для моделирования мартенситного превращения в двухкомпонентном сплаве и анализа механизмов такого превращения, изучено влияние доменных границ и дислокаций на его протекание. Параметры модели подобраны так, чтобы наилучшим образом воспроизводить процесс мартенситного превращения для двухкомпонентного материала [2]. Схематическое представление аустенитной (А) и мартенситной ( $M_1$ ) фаз показано на рисунке. Для изучения мартенситных превращений в рассматриваемой модели двумерного упорядоченного сплава выбрана ячейка периодичности, содержащая  $128 \times 128$  трансляционных ячеек. В работе исследовано прямое (мартенсит-аустенит) и обратное (аустенит-мартенсит) превращения. Поскольку мартенсит  $M_1$  получается путем смещения атомных рядов в одном из двух ортогональных направлений, то в полностью упорядоченном сплаве имеется два типа доменов мартенсита  $M_1$ , отделенных друг от друга доменными границами и участками неопределенной структуры.

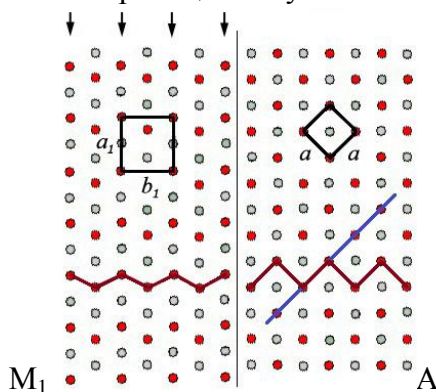


Рисунок. Схематическое представление структуры аустенитной (справа) и мартенситной (слева) фаз

Работа выполнена по проекту РНФ № 15-12-10014.

## Литература

1. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства. Под ред. В.Г. Пушина: Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 414 с.
2. Babicheva R.I., Baimova J.A., Dmitriev S.V., Pushin V.G. Two-dimensional model of the ordered alloy for the investigation of martensitic transformations // Letters on Materials. 2015. V. 5, №. 4. P. 359-363.

# ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СКОМКАННОГО ГРАФЕНА

Баимова Ю.А.

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

В последние годы все большее внимание привлекают объемные углеродные материалы, например, скомканный графен, который представляет собой смесь различным образом скомканных чешуек графена связанных силами ван-дер-ваальса. Подобные материалы могут быть использованы для создания современных суперконденсаторов, а также для хранения и транспортировки атомов различных элементов, например водорода или атомов металла. Деформационное поведение таких материалов представляет большой интерес, поскольку приложение деформации приводит к значительному изменению конфигурации отдельных элементов и структуры в целом. Поскольку материал является новым и мало исследованным, многие задачи могут быть решены методом молекулярной динамики, который позволит выявить основные особенности его деформационного поведения, исследовать физические и механические свойства [1, 2].

В данной работе рассматривается система графеновых хлопьев (см. рисунок 1,б), содержащая восемь ячеек периодичности (см. рисунок 1,а). Моделирование проводится с помощью свободно распространяемой программы LAMMPS. Встроенный потенциал AIREBO, который хорошо воспроизводит свойства углеродных и гидроуглеродных структур, также воспроизводит и ван-дер-ваальсово взаимодействие, которое реализуется посредством потенциала Леннарда-Джонса. В работе показано, что ориентация структурных элементов практически не влияет на деформационное поведение материала, в то время как дисперсность структуры оказывает небольшое влияние на механические свойства, а именно, деформация полиструктурного материала, в составе которого есть крупные хлопья графена происходит легче. Показано, что при сжатии материал становится прочнее и жестче, подобно шарикам смятой бумаги.

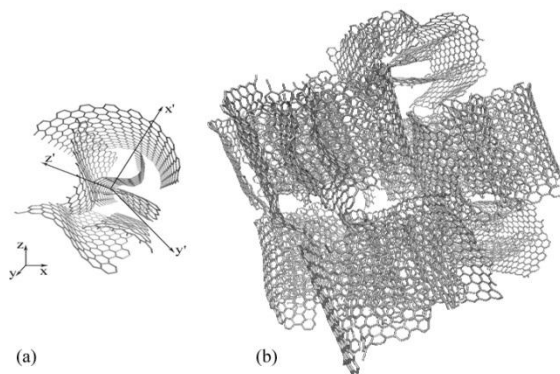


Рис.1. Смятый графен (а) ячейка периодичности, (б) ячейка моделирования

*Работа выполнена при поддержке стипендии Президента РФ аспирантам и молодым ученым СП-4037.2015.1.*

## Литература

1. *Baimova J.A., Liu B., Dmitriev S.V., Zhou K.* Mechanical properties of crumpled graphene under hydrostatic and uniaxial compression // *J. Phys. D.* 2015. V. 48. № 9. P. 095302.
2. *Korzniikova E.A., Baimova J.A., Dmitriev S.V., Korzniikov A.V., Mulyukov R.R.* Mechanical behavior of crumpled sheet materials subjected to uniaxial compression // *Reviews on Advanced Materials Science Journal.* 2014. V. 39. P. 92-98.

## ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ

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

<sup>1</sup>Баширский государственный университет, Уфа

<sup>2</sup>Евразийский национальный университет им. Л.Н.Гумилева,  
г. Астана, Республика Казахстан

BalapanovMK@mail.ru

В последние годы наноструктурирование интенсивно применяется для увеличения термоэлектрической добротности термоэлектрических материалов [1]. В данной работе мы исследовали влияние наноструктурирования на термоэлектрические и тепловые свойства селенида и теллурида меди различной нестехиометрии.

Для синтеза материалов использовался стандартный ампульный метод твердотельного синтеза из элементов высокой чистоты. Время отжига компонентов в вакуумированных кварцевых ампулах составляло 5 суток при температуре 450-500 °С. Для получения порошка с наноразмерными частицами применялся метод седиментации порошка в колонне со спиртом. Из фракции полученного порошка со средним размером зерен около 50-100 нм были спрессованы образцы для измерений коэффициентов термо-э.д.с., электропроводности и теплопроводности. Крупнокристаллические образцы были спрессованы из порошка с размерами частиц 100-150 мкм.

Все образцы показали снижение теплопроводности  $\chi$  на 25-40 % при переходе от микрокристаллического состояния к нанокристаллическому и небольшое возрастание коэффициента  $\alpha$  термо-э.д.с. В то же время, проводимость  $\sigma$  нанокристаллических образцов была ниже, чем у крупнокристаллических на те же 25-40 %. На рис.1. показаны для примера температурные зависимости теплопроводности нанокристаллического и микрокристаллического образцов  $\text{Cu}_{1.85}\text{Se}$ .

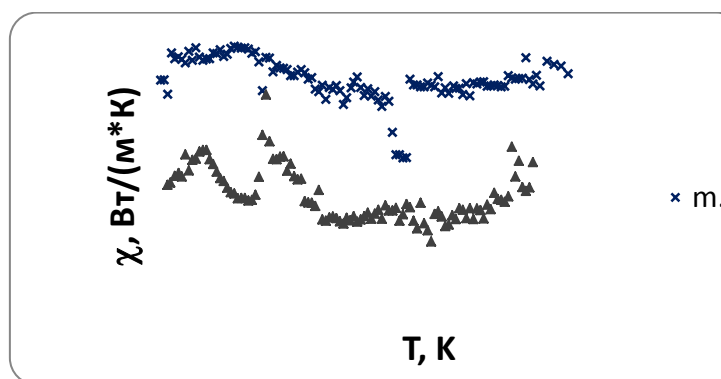


Рис.1. Температурные зависимости теплопроводности нанокристаллического и микрокристаллического образцов  $\text{Cu}_{1.85}\text{Se}$

Термоэлектрическая эффективность материала определяется тремя кинетическими коэффициентами  $Z = \alpha^2 \sigma / \chi$ , поэтому результирующее положительное влияние наноструктурирования на качество термоэлектрического материала оказывается небольшим, и в основном, достигается за счет повышения коэффициента термо-э.д.с.

### Литература

1. Дмитриев А.В., Звягин И.П. Современные тенденции развития физики термоэлектрических материалов. // УФН. 2010. Т. 180, № 8. С. 821 – 838.

# ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО ТВЕРДОСМАЗОЧНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ВИБРОВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКЕ (НА ПРИМЕРЕ ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА)

Бабичев А.П.<sup>1</sup>, Шоркин В.С.<sup>2</sup>, Антонова Н.М.<sup>3</sup>, Березовский В.С.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Донской государственной технической университет, Ростов-на-Дону,

<sup>2</sup>Приокский государственный университет, Орел

<sup>3</sup>Каменский институт (филиал) Южно-Российского государственного политехнического университета им. М.И. Платова, Каменск-Шахтинский  
vibrotech@mail.ru, vik.berezovsky@yandex.ru

Анализ работ, характеризующих условия образования твёрдосмазочных покрытий (ТСП) и особенности взаимодействия обрабатывающей среды с поверхностью обрабатываемых деталей, показывает, что вибрационная обработка в среде металлических тел сочетает все необходимые условия для нанесения твердых слоистых смазок.

В настоящей работе, в качестве ТСП для поверхностей, наносимого в процессе вибрационной обработки в среде металлических тел, использовали тонкодисперсный порошок дисульфида молибдена марки МВЧ-1 (ЦМЕУ06-1-68). Процесс производили в рабочей среде – смеси стальных шаров ШХ 15  $\phi$  2,0 мм (HRC62). Продолжительность обработки, требуемая для получения сплошной пленки MoS<sub>2</sub>, составила 60-90 минут при амплитуде и частоте колебаний 2,5 мм и 33 Гц, соответственно. Контроль качества наносимой плёнки осуществлялся режимами обработки и выполнением требований, предъявляемых к подготовке рабочих сред и деталей. Испытания пар трения произведены в средах: воздушной, керосине, масле индустриальном. Сравнительные испытания проводили для определения износостойкости пар трения и коэффициента трения из различных материалов, при нанесении покрытия MoS<sub>2</sub> в процессе вибрационной обработки. Для изготовления образцов использовались: сталь марок ШХ15, 40Х, IX12Н2ВМФ, чугун СЧ21 – 40, титан ВТ-20. Уменьшение износа при испытании всухую составило: для стали от 13 до 20 раз, чугуна – в 3,5 раза, титанового сплава – до 20 раз; для указанных материалов с покрытием заметно снижался коэффициент трения – в 3,5 – 5,0 раз. В среде керосина и индустриального масла снижение трения не столь заметно, однако после полного истирания покрытия образцы приобретают гладкую блестящую поверхность, износ в течение первых трех часов практически отсутствует, в конечном счете, износостойкость возрастает.

На основе экспериментальных данных и анализа механизма образования слоя твёрдой смазки при трении, особенностей процесса вибрационной обработки в среде металлических тел разработана модель формирования твёрдосмазочного покрытия дисульфида молибдена марки МВЧ-1 (ЦМЕУ06-1-68) при вибрационной обработке.

Предпринята попытка создания физико-математической модели количественной оценки адгезионной прочности покрытия на примере ТСП MoS<sub>2</sub>, в том числе с учетом приведенных выше результатов сравнительных результатов испытаний упомянутого покрытия со сталью 40Х. Анализ результатов расчетов показал, что силы трения вызывают относительные смещения слоев смазки, а также слоев смазки относительно защищаемой ею поверхности, если они превышают значения соответствующих адгезионных сил. Реализация взаимодействия возможна за счет адгезии только Мо со сталью 40Х или S с 40Х. В обоих случаях результат расчета сравнивается с прочностью адгезионного соединения слоёв Мо и S между собой, а энергия адгезии составляет 0,323 Дж/м<sup>2</sup>.

## РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА А 5083 ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Петрова А.Н., Бродова И.Г.

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

Целью данной работы является изучение особенностей разрушения промышленного Al сплава А 5083 с ультрамелкокристаллической (УМК) структурой в условиях ударного сжатия. Для получения образцов с размером зерна 500-600 нм использован метод динамического канально-углового прессования (ДКУП) [1]. Динамические механические свойства и откольные явления исследованы при ударном сжатии образцов с разным размером зерна плоской алюминиевой пластиной толщиной 0.4 мм, разогнанной до скорости 620 м/с [2]. Сравнение динамических характеристик (пределов упругости и текучести) УМК образцов и крупнокристаллического (КК) аналога показало, что они отличаются в 1.7 раза. Несмотря на рост динамического предела текучести, значения откольной прочности не зависят от начального состояния образцов и составляют ~ 1500 МПа. Методом ПЭМ в сечениях, расположенных на разном расстоянии от поверхности нагружения, рассмотрена эволюция тонкой структуры сохранённого после ударного сжатия УМК образца. Оценена плотность дислокаций для каждого сечения, и измерена микротвёрдость в зоне откола, вблизи поверхности разрушения и у свободной поверхности. Установлено, что динамическое сжатие слабо влияет на морфологические особенности структурообразования, т.е. как и после ДКУП, формируется смешанная УМК структура, состоящая из зёрен- субзёрен размером 500 нм. Сохранённые образцы исследованы неразрушающим методом рентгеновской томографии, позволяющим изучать внутреннее строение образцов с отколами. Обнаружено, что в УМК образце наблюдается шероховатый откол, состоящий из нескольких слоёв, образованных порами и мелкими разветвлёнными трещинами. Проведен статистический анализ размеров несплошностей (пор и микротрещин) в сечениях, перпендикулярных направлению ударной волны. На основании этих данных проведена оценка повреждённости материала с разным размером зерна. Так, максимальная пористость в зоне разрушения УМК и КК образцов составляет 14 и 9 %, а ширина зоны разрушения - 1300 и 900 мкм, соответственно. Толщина откольной пластины, измеренная по результатам томографии, в УМК и КК образцах - 600 мкм, что согласуется с данными, рассчитанными по профилю свободной поверхности (450-460 мкм). Как следует из данных СЭМ, основным местом зарождения дефектов являются границы со строчечным расположением алюминидов марганца. Их дробление инициирует зарождение пор, рост и слияние которых приводит к образованию микротрещин.

### Литература

1. Петрова А.Н., Бродова И. Г., Шорохов Е.В Измельчение структуры Al-Mg-Mn сплава методом динамического канально-углового прессования // Перспективные материалы. 2015. № 12. С. 72.
2. Бродова И. Г., Петрова А. Н., Разоренов С. В., Шорохов Е. В. Сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению субмикрокристаллических алюминиевых сплавов после динамического канально-углового прессования // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 5. С. 548.

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БАББИТА Б83 ПОДВЕРГНУТОГО КРУЧЕНИЮ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Мулюков Р.Р., Хисамов Р.Х.

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

В качестве материала для вкладышей подшипников скольжения многих крупногабаритных агрегатов (например, турбин гидроэлектростанций), традиционно используются сплавы баббита (Sn-Sb-Cu). Измельчение крупных интерметаллидных частиц, присутствующих в структуре баббитов приводит к повышению усталостной прочности и способствует увеличению ресурса работы подшипников скольжения. Интенсивная пластическая деформация (ИПД), осуществляемая равноканальным угловым прессованием (РКУП), кручением под квазигидростатическим давлением на наковальнях Бриджмена (ККГД), и другими методами деформирования, является эффективным способом создания в материале субмикроструктурной и нанокристаллической структуры.

Цель работы состояла в исследовании микроструктуры и свойств баббита Б83 Б83 (10-12% Sb, 5-6% Cu, остальное – Sn), подвергнутого ИПД кручением на наковальне Бриджмена (ККГД).

Заготовки толщиной 0,5 мм и диаметром 10 мм подвергали кручению под высоким давлением на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре до истинной логарифмической степени деформации  $\epsilon$  равной 7, 8 и 9 (что соответствует 2, 5 и 10 оборотам).

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Axiovert-100A и сканирующем электронном микроскопе РЭМ «TESCAN MIRA 3LMN» с полевым катодом и программным обеспечением CHANNEL 5.

Измерения микротвердости по Виккерсу проводились на приставке МНТ-10 к оптическому микроскопу Axiovert-100A при нагрузке индентора 1,0 Н.

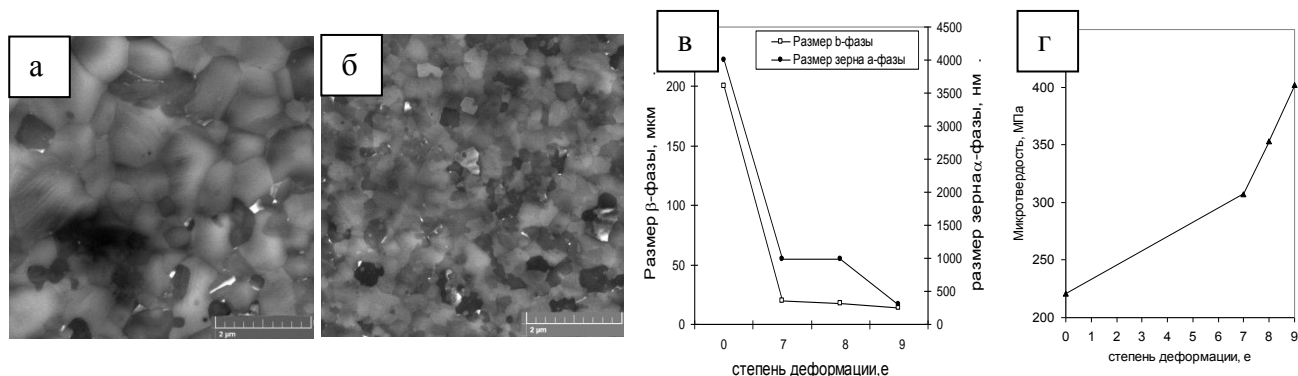


Рис.1. Микроструктура  $\alpha$ -фазы: а)  $\epsilon=7$ ; б)  $\epsilon=9$ ; в) зависимость размера частиц  $\beta$ -фазы и размера зерна в  $\alpha$ -фазе от  $\epsilon$ , г) зависимость микротвердости от  $\epsilon$ .

Показано, что в  $\alpha$ -фазе происходит измельчение зерна при  $\epsilon=7$  и 8 с размера в 4 мкм до размера в 1 мкм (рис. 1а, б), при  $\epsilon=9$  размер зерна составляет около 200 нм. После ККГД с  $\epsilon=7$  наблюдается сфероидизация и измельчение частиц  $\beta$ -фазы до размеров 15-20 мкм, дальнейшее увеличение степени деформации не приводит к изменению размеров частиц  $\beta$ -фазы (рис. 1г). ИПД методом ККГД со степенью  $\epsilon=9$  приводит к повышению микротвердости баббита Б83 на 80 % (рис.1г)



# MICROSTRUCTURE RESPONSE OF CRYOGENICALLY-ROLLED CU-30ZN BRASS TO ELECTRIC-CURRENT PULSING

Konkova T.<sup>1,2</sup>, Valeev I.<sup>1</sup>, Mironov S.<sup>1,3</sup>, Korznikov A.<sup>1,4</sup>, Korznikova G.<sup>1</sup>  
Myshlyayev M.M.<sup>5,6</sup>, and Semiatin S.L.<sup>7</sup>

<sup>1</sup> *Institute for Metals Superplasticity Problems, Russian Academy of Science, 39 Khalturin Str., Ufa, 450001, Russia*

<sup>2</sup> *Advanced Forming Research Centre, University of Strathclyde, 85 Inchinnan Drive, Inchinnan, PA4 9LJ United Kingdom*

<sup>3</sup> *Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan*

<sup>4</sup> *National Research Tomsk State University, 36 Lenina av., Tomsk 634050, Russia*

<sup>5</sup> *Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Russian Academy of Science, 49 Lenin-av., Moscow 119991, Russia*

<sup>6</sup> *Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, 2 Academic Osypian Str., Chernogolovka, Moscow oblast, 142432 Russia*

<sup>7</sup> *Air Force Research Laboratory, Materials and Manufacturing Directorate, AFRL/RXCM, Wright-Patterson AFB, OH 45433-7817, USA*

konkova\_05@mail.ru; valeevs@mail.ru; smironov@material.tohoku.ac.jp; korznikov@imsp.ru; myshlyae@issp.ac.ru

Large deformation at cryogenic temperatures is sometimes considered as a promising and cost-effective method for the production of bulk fine-grain materials. The low deformation temperatures are believed to suppress dynamic recovery and stimulate mechanical twinning, thereby enhancing grain-refinement. Such an approach may reduce the level of strain required to achieve an ultrafine microstructure and thus enable the use of industrial working processes to produce ultrafine-grain materials.

For Cu-30Zn brass, cryogenic rolling coupled with subsequent recrystallization annealing was previously shown to be a simple and effective approach for producing an ultrafine microstructure [1]. As an extension of the previous research, the present effort was undertaken to determine the specific effect of electric-current pulses (ECP) of very short duration on the microstructure developed in this material.

The program material was manufactured by ingot casting. The material was rolled to a 90% thickness reduction at liquid-nitrogen temperature and then pulsed at an integral current density  $K_j$  ranging from  $1.29 \times 10^4 \text{ A}^2\text{smm}^{-4}$  to  $2.58 \times 10^4 \text{ A}^2\text{smm}^{-4}$ . Grain structure and texture changes were quantified using an electron backscattered diffraction (EBSD) technique.

The pulsing was shown to lead to recrystallization followed by grain growth. The mean grain size in the recrystallized material was  $0.5 \mu\text{m}$ , thus indicating that cryogenic rolling coupled with ECP is suitable for the production of an ultrafine-grain microstructure in Cu-30Zn brass. However, the processing window is relatively narrow, i.e., from  $K_j = 1.34 \times 10^4 \text{ A}^2\text{smm}^{-4}$  to  $K_j = 1.42 \times 10^4 \text{ A}^2\text{smm}^{-4}$ . The differences in the recrystallization texture in pulsed versus statically-annealed conditions suggested a distinct recrystallization mechanism during ECP.

## Referencies

1. T. Konkova, S. Mironov, A. Korznikov, G. Korznikova, M.M. Myshlyayev, S.L. Semiatin. An EBSD investigation of cryogenically-rolled Cu–30%Zn brass //Materials Characterization 101 (2015) 173–179.

# ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ $\beta$ -ФАЗЫ БАББИТА Sn11Sb5.5Cu НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНОСА

Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Фазлыяхметов Р.Ф.

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

Определение механизма износа и расчет интенсивности износа является непростой задачей даже для однородных по механическим свойствам поверхностей контактной пары [1]. При описании изнашивания материалов с неоднородной структурой возникают дополнительные сложности. Однако известно [2], что именно неоднородная структура, состоящая из пластичной матрицы, в которой распределены твердые изолированные частицы, характеризуется высокими антифрикционными свойствами. В полной мере этим условиям соответствует структура баббитов – сплавов Sn-Sb-Cu.

Цель данной работы – обосновать причины, по которым происходит значительное снижение скорости износа баббита, подвергнутого жидкой штамповке.

Материалом исследования служил литой промышленный баббит Sn11Sb5.5Cu (Б83). Этот сплав состоит из трех фаз:  $\alpha$ -фаза является твердым раствором сурьмы и меди в олове с размером около 4 мкм;  $\beta$ -фазы, представляющей собой кристаллы SnSb с гексагональной и ромбоэдрической решеткой и мелкой  $\eta$ -фазы ( $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ ).

Исследовали процесс износа литого баббита, а также баббита, подвергнутого жидкой штамповке (ЖШ). Процесс ЖШ заключается в совмещении заливки расплава, нагретого до температуры 380-450°C в оснастку, нагретую до 240-250°C, с приложением давления до 10 МПа холодным плунжером на кристаллизующийся сплав.

Износ определяли по потере массы образца в результате трения. Микроструктура  $\beta$ -фазы баббита Sn11Sb5.5Cu исследована методами оптической и сканирующей электронной микроскопии с использованием EBSD-анализа.

При испытаниях на износ баббита Sn11Sb5.5Cu с различной структурой, полученной литьем и жидкой штамповкой впервые обнаружено явное различие в микроструктуре частиц  $\beta$ -фазы. В литом баббите частицы  $\beta$ -фазы имеют крупнозернистую структуру (рис.1а), в то время как при жидкой штамповке в ней формируется множество мелких равноосных зерен, размером 1-2 мкм (рис.1б).

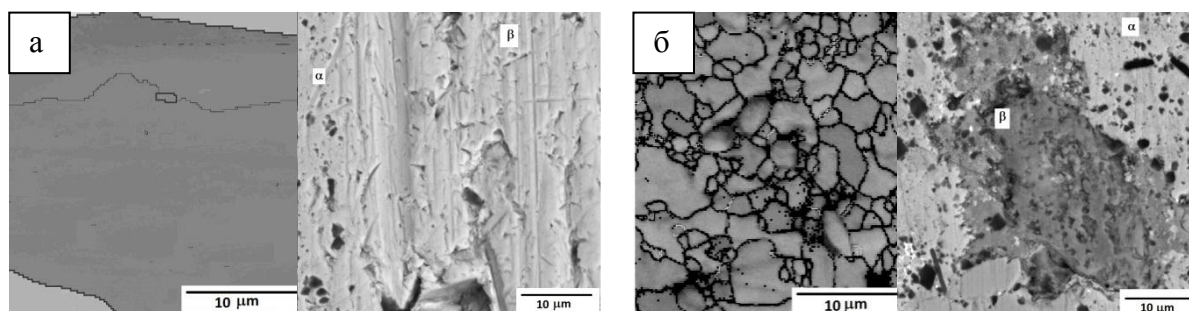


Рис.1. EBSD-карта и поверхность износа  $\beta$ -фазы баббита: а) литого, б) после ЖШ.

Установлено, что скорость изнашивания баббита Sn11Sb5.5Cu на стадии устойчивого износа определяется скоростью износа частиц  $\beta$ -фазы, разрушение которых в литом баббите носит хрупкий характер (рис.1а), в то время как в баббите, подвергнутом жидкой штамповке наблюдается вязкое их разрушение (рис.1б).

## Литература

1. Горячева И.Г. Механика фрикционного взаимодействия. М.: Наука, 2001. 478с.
2. Любарский И.М., Палатник И.С. Металлофизика трения. М.: Металлургия, 1976. 176 с.

# SIZE EFFECT ON THE POSITRON LIFETIME OF NANOCRYSTALS OF NONSTOICHIOMETRIC TITANIUM MONOXIDE AND VANADIUM CARBIDE

Valeeva A.A.<sup>1</sup>, Kurlov A.S.<sup>1</sup>, Klinser G.<sup>2</sup>, Sprengel W.<sup>2</sup>, Rempel A.A.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Solid State Chemistry, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia*

<sup>2</sup>*Institute of Materials Physics, Graz University of Technology, Graz, Austria  
valeeva@ihim.uran.ru*

It is well known that nanocrystals have unique properties different from crystals owing to their developed surface [1]. This contribution presents the results of size effects on nanocrystals of nonstoichiometric titanium monoxide  $\text{TiO}_y$  with vacancies on both the metal and the non-metal sublattice simultaneously, and of nonstoichiometric vanadium carbide  $\text{VC}_y$  with vacancies exclusively on the non-metal sublattice. The results were obtained by means of positron-electron annihilation lifetime spectroscopy (PALS). Positron lifetime spectra of nanocrystalline powders of  $\text{TiO}_y$  and  $\text{VC}_y$  were measured by means of a fast-fast spectrometer with a time resolution of 230 ps (FWHM) and a total number of coincidence counts of about  $1 \cdot 10^6$  each. They were numerically evaluated by multicomponent fits using PALSfit (Ver. 2.80) [2]. For the positron annihilation studies a  $^{22}\text{NaCl}$  positron source with an activity of about 1 to 2 MBq stacked between two identical specimen plates was used.

Initial coarse-grained crystal powder of  $\text{TiO}_y$  and  $\text{VC}_y$  were fragmented by high-energy ball milling in a Retsch PM 200 planetary mill [3,4]. The particle size and strain contributions to diffraction line broadening were evaluated by the Williamson-Hall method [5]. In the case of  $\text{TiO}_y$ , the minimum particle size reached by milling after 6 hours approaches  $(20 \pm 10)$  nm for ordered and  $(40 \pm 10)$  nm for disordered  $\text{TiO}_y$ . Milling of  $\text{VC}_y$  allowed to reach a crystal size of  $(20 \pm 10)$  nm after 15 hours.

For nanocrystals of  $\text{TiO}_y$  two components in the positron lifetime spectra were found. According to the analysis, the short component of 205 ps ( $I=62\%$ ) is ascribed to a localized trapping state in titanium vacancy. The second component of 349 ps ( $I=38\%$ ) is ascribed to localized trapping state at grain boundaries. It should be noted that the size of  $\text{TiO}_y$  nanocrystals varies from 20 to 40 nm which is well within the diffusion length of the positron, and therefore the probability of positron annihilation on a surface/at an interface of nanoparticles is very high.

One positron lifetime in  $\text{VC}_y$  nanocrystals was 152 ps ( $I=40\%$ ). This value corresponds to positron annihilation in carbon vacancy. Besides, it is revealed that in nanocrystals of  $\text{VC}_y$  except for the short component of 152 ps, there is a second, longer component of 314 ps, which is more pronounced with  $I=60\%$  and which corresponds to annihilation of positrons on the surfaces of the nanocrystals. It should be noted, that positron lifetime spectra of the initially coarse-grained crystal of  $\text{VC}_y$  also shows two components - one short and strong (164 ps,  $I=75\%$ ) and one less intensive and longer (339 ps,  $I=25\%$ ). It means that the initial coarse-grained crystal powder of  $\text{VC}_y$  already have a developed surface. After fragmentation, the surface contribution increases from 25 to 60%.

**Acknowledgements** This work is financially supported by the Russian Science Foundation (Grant No. 14-23-00025).

## References

1. A.A. Rempel // Russ. Chem. Review. 2007. 76. 435-461.
2. P. Kirkegaard, M. Eldrup, O. E. Mogensen, N. E. Pedersen // Comput. Phys. Commun. 1981. 23. 307-335.
3. Valeeva A.A., Petrovykh K.A., Schroettner H., Rempel A.A. // Inorganic Materials. 2015. 51. pp. 1132-1137.
4. Kurlov A.S., Gusev A.I., Rempel A.A. // Mendeleev Communications. 2014. V.24. No 6. pp.338-339.
5. Hall W.H. // Proc. Phys. Soc. London: Sect. A. 1949. 62. pp. 741-743.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛНОЙ И РЕДУЦИРОВАННОЙ НЕЛИНЕЙНЫХ РЕШЕТОК КОССЕРА

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

Разработка структурных и построение математических моделей материалов, обладающих качественно особыми необычными для природных материалов свойствами, (метаматериалов), изучение таких свойств привлекает в последнее время нарастающий интерес.

Для цепочки прямоугольных частиц (Рис. 1а) построены дискретные нелинейные уравнения динамики полной и редуцированной моделей Коссера

$$M\ddot{u}_m = K_n h^2 \Delta^2 u, \quad M\dot{v}_m = K_s h^2 (\Delta^2 v - \Delta_s \varphi), \quad (1)$$

$$J\ddot{\varphi}_m = h^2 \left[ (G_r - K_s h^2 / 4) \Delta_s^2 \varphi + K_s (\Delta v - \sin \varphi_m) \right] \cos \varphi_m, \quad (2)$$

где  $K_n = 2c_1/l^2 + 2c_2 l^2/l_d^4$ ,  $K_s = 2c_2(2b)^2/l_d^4$ ,  $G_r = 2c_1(b/l)^2$ ,  $l = h - 2a$ ,  $l_d = \sqrt{l^2 + (2b)^2}$ ; для  $u, v$  использованы обычные обозначения разностных производных, для  $\varphi$  - их аналоги

$$\Delta_s^2 \varphi = (\sin \varphi_{m+1} - 2\sin \varphi_m + \sin \varphi_{m-1})/h^2, \quad \Delta_s \varphi = (\sin \varphi_{m+1} - \sin \varphi_{m-1})/2h.$$

Континуальным переходом на основе элементарной ячейки периодичности строится однополевая модель, а на основе макроячейки, составленной из двух ячеек, - двухполевая.

При соотношении параметров  $G_r = K_s h^2 / 4$  разностная производная  $\Delta_s^2 \varphi$  в уравнении вращения (2) пропадает. Такой частный случай модели Коссера называется редуцированным. Структурная модель, как вариант практически реализуемой модели, представляет интерес. Качественно, отсутствие влияния производной можно объяснить различной ролью соединений. Это иллюстрирует Рис. 2. Вращение частицы 2 против часовой стрелки приводит к вращению частицы 1 по часовой стрелке для диагональных (Рис. 2а) и к вращению против часовой стрелки для горизонтальных соединений (Рис. 2б). При соотношении параметров  $G_r = K_s h^2 / 4$  эти противоположные моментные воздействия компенсируются.

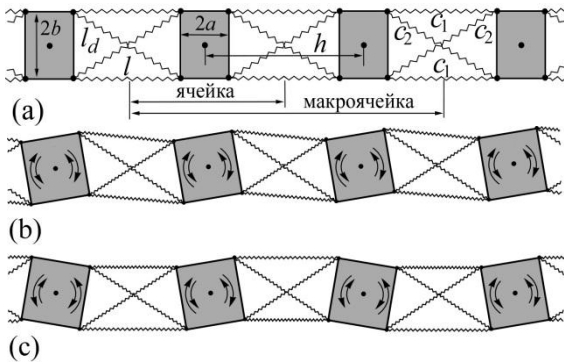


Рис. 1

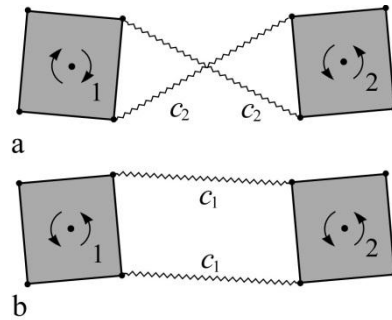


Рис. 2

Исследуются однопериодические длинноволновые (Рис. 1b) и двухпериодические коротковолновые (Рис. 1c) решения вида  $v_n(t) = 0$ ,  $\varphi_{2m+i}(t) = (-1)^i \tilde{\varphi}(t)$ ,  $i = 0, 1$ . Особенностью редуцированной системы является то, что в ней реализуемы двухпериодические независимые колебания и вращения подрешеток,  $v_n(t) = 0$ ,  $\varphi_{2m}(t) = \tilde{\varphi}_0(t)$ ,  $\varphi_{2m+1}(t) = \tilde{\varphi}_1(t)$ . Показано, что однополевая модель описывает только однопериодические решения в цепочке, двухполевая модель описывает как однопериодические, так и двухпериодические решения.

Работа Васильева А.А. выполнялась в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России (№ 2014/220. НИР № 1153). Дмитриев С.В. благодарит грант РФФ 14-13-00982 за финансовую поддержку.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КИНЕТИКА ДЕФОРМАЦИИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-Zn-Zr

Васильев Е.В., Виноградов А.Ю., Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти  
avellko@yandex.ru

Магний и его сплавы являются одними из перспективных материалов для аэрокосмической и автомобильной промышленности. Несмотря на значительный прогресс в развитии магниевых сплавов, многие кинетические параметры и механизмы их деформации до сих пор остаются неизученными. Кроме того, по-прежнему остается актуальной разработка новых методов получения сплавов с повышенными эксплуатационными характеристиками.

В данной работе были исследованы механические характеристики магниевых сплавов системы Mg-Zn-Zr до и после деформационной обработки равноканальным угловым прессованием и всесторонней изотермической ковкой. Установлено, что измельчение структуры после деформации обеспечивает повышение прочности, пластичности и усталостных свойств.

При циклических испытаниях магниевых сплавов системы Mg-Zn-Zr с постоянной амплитудой полной деформации уже на первых циклах заметна значительная асимметрия деформационного упрочнения и поведения источников акустической эмиссии на стадии сжатия и растяжения. В то время как на стадии растяжения в области активной пластической деформации присутствует тенденция понижения медианной частоты ( $F_{med}$ ), на стадии сжатия наблюдается обратное вплоть до смены направления деформации. Такая разница объясняется различием доминирующих механизмов деформации: характерное повышение  $F_{med}$  при сжатии свидетельствует о дислокационном характере деформационного упрочнения; напротив, наблюдаемая выраженная тенденция снижения  $F_{med}$  является признаком преимущественного двойникования.

После второго цикла характер акустической эмиссии на стадии сжатия значительно меняется и помимо снижения средней мощности сигнала поведение медианной частоты приобретает черты аналогичные фазе растяжения, т.е. имеет место тренд понижения после резкого подъема.

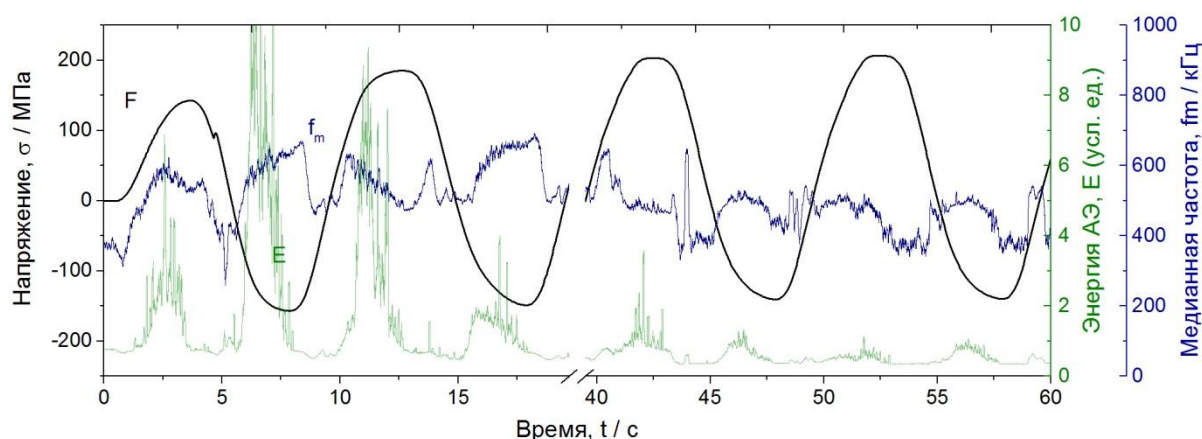


Рис.1. Зависимость энергии и медианной частоты спектра сигналов акустической эмиссии при циклической деформации сплава ZK60

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ, соглашение RFMEFI58615X0021.

## **ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРУТКА ИЗ СПЛАВА 6Al4V В УМЗ СОСТОЯНИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА**

**Ледер М.О., Кропотов В.А., Полудин А.В., Волков А.В., Николаева О.А.,  
Волкова Н.П., Русаков К.А.**

*ПАО «Корпорация ВСМПО-Ависма»*  
sosnovsky@vsmo.ru

Известно, что ультрамелкозернистое состояние материала с размером зерна порядка 0,1-1 мкм, по сравнению с серийными крупнокристаллическими аналогами этого же материала, дает значительное повышение механических характеристик конечного продукта и качественный прирост технологичности при дальнейшей деформации. Значительно повысить технологичность металла позволяет реализация режимов сверхпластичности при более низких температурах деформации.

Титановый сплав 6Al4V (Ti – 6Al – 4V) в ультрамелкозернистом состоянии (УМЗ) обладает хорошими сверхпластическими характеристиками. Листовой полуфабрикат из сплава 6Al4V, производимый в промышленных условиях, получил широкое применение в технологии сверхпластической формовки.

В данной работе представлено исследование опытных прутков Ø 18 мм с ультрамелкозернистой структурой, полученных посредством теплой прокатки.

В работе представлен анализ микроструктуры ультрамелкозернистого материала прутка из сплава 6Al4V в исходном деформированном состоянии, а также после низкотемпературных отжигов. Дана оценка стабильности полученной микроструктуры с точки зрения термических воздействий.

Аттестация структуры прутков выполнена методом дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ). Прослежена эволюция развития структуры при отжигах, начиная с 500°C и выше. Показаны методические сложности в оценке мелкозернистой структуры с точки зрения ее состояния (деформированное, рекристаллизованное и т. д.).

Ресурс технологической пластичности на полученной структуре исследован при испытании разрывных образцов. Показано, что в сравнении с серийным прутком, на данном прутке сверхпластическое состояние реализуется на 100 °C ниже или при более высоких скоростях деформации при одинаковой температуре испытания. При этом фактически двукратно снижается сопротивление деформации при прочих равных условиях.

В работе выполнено сравнение результатов испытания материала прутков с серийным листом из сплава 6Al4V в ультрамелкозернистом состоянии.

## **ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

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

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

Упрочнение титана частицами и волокнами различных соединений и керамик и создание композиционных материалов на титановой основе открывает пути дальнейшего повышения физико-механических свойств титановых сплавов и расширения их области применения. Моноборид титана (TiB) является одним из наиболее удачных упрочнителей титановой матрицы. Он обладает высокой прочностью, близким с титаном коэффициентом термического расширения и химически инертен в титановой матрице. Важным преимуществом моноборида титана является его возможность образования *in situ* в виде волокон непосредственно при изготовлении композита, в том числе в процессе литья. Однако волокна TiB в литых композитах ориентированы хаотично, что «размывает» эффект упрочнения от их присутствия.

В настоящей работе исследовали возможность получения в титановых композитах, изготовленных литьем, направленной структуры волокон TiB с помощью горячей деформации и повышения за счет этого механических свойств композиционных материалов. В качестве матрицы композитов были выбраны жаропрочные титановые сплавы BT8, BT25Y и BT18Y с максимальной рабочей температурой соответственно до 500, 550 и 600°C. BT8 и BT25Y относятся к классу жаропрочных двухфазных титановых сплавов и обладают повышенной технологической пластичностью. BT18Y является одним из наиболее жаропрочных псевдо-альфа сплавов. Композиционные материалы изготавливали с помощью аргоно-дуговой плавки, для чего в указанные матричные сплавы добавляли бор в количестве 1–3 вес. % и титан в количестве, требуемом для образования моноборида титана. После выплавки металлографически определяли содержание бора, отвечающее эвтектическому составу.

С целью определения оптимальных температурно-скоростных условий горячей деформации, которые бы обеспечили формирование направленной структуры волокон (без их существенного дробления), были выполнены предварительные эксперименты на сжатие в изотермических условиях. Горячую деформацию композиционных материалов осуществляли протяжкой в изотермических условиях. Деформированные заготовки композитов отжигали в однофазной  $\beta$ -области с целью получения полностью пластинчатой структуры матрицы. Механические испытания на растяжение проводили при температурах 20–700°C. Для сравнения при тех же условиях испытывали образцы сплавов BT8, BT25Y и BT18Y.

Показано, что при литье в изучаемых композитах образуются однородно распределенные, хаотично ориентированные волокна моноборида титана. Для изучаемых композитов на основе разных титановых сплавов эвтектическое содержание бора составило 1,2–1,5 вес. %, что соответствует объемной доле боридов 6–8,5 %. На основе деформационных экспериментов на сжатие установлено, что для получения преимущественной ориентации волокон TiB в композитах и сохранения высокого отношения длины волокна к диаметру оптимальные условия деформации должны соответствовать низким напряжениям течения материала. Горячая деформация протяжкой при таких условиях обеспечила эффективную переориентацию волокон TiB без их интенсивного дробления. По сравнению с матричными сплавами композиты демонстрируют повышенные значения прочности, модуля упругости без радикального снижения пластичности. Обсуждаются пути дальнейшего повышения механических свойств изучаемых композитов и возможные области их применения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-33-00723 мол\_а).*

# ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ДИСПРОЗИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Ti-TiB ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА

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

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

Армирование титановых сплавов короткими волокнами моноборида титана TiB позволяет повысить их модуль упругости, прочностные свойства, жаропрочность и износостойкость. До недавнего времени основным способом изготовления таких композиционных материалов на основе Ti-TiB оставалась порошковая металлургия. Полученные таким способом композиты характеризуются низкой (почти нулевой) пластичностью, остаточной пористостью, примесями и высокой стоимостью изготовления, что ограничивает их промышленное применение. Альтернативным способом получения композитов на основе Ti-TiB является обычное литье. Литые композиты существенно дешевле в изготовлении и при этом обладают большей пластичностью и вязкостью разрушения. Одной из главных проблем, связанных с литыми композиционными материалами на основе Ti-TiB, является ограничение в них максимальной объемной доли волокон моноборида титана, поскольку при содержании бора, соответствующем заэвтектической области, в таких композитах при кристаллизации образуются грубые волокна первичного моноборида титана длиной до 1 мм и диаметром в десятки микрон. Присутствие столь крупных боридов резко охрупчивает полученный композиционный материал.

В настоящей работе с целью измельчения волокон первичного TiB в композиты при литье добавляли один из редкоземельных элементов - диспрозий (Dy). Он отличается высоким сродством к кислороду, поэтому при кристаллизации образует частицы оксида диспрозия, которые должны первыми выпадать из расплава. Предполагалось, что далее при охлаждении на таких частицах будут гетерогенно образовываться волокна моноборида титана, а увеличение числа зародышей TiB приведет к уменьшению размеров волокон.

Слитки композитов изготавливали методом аргоно-дуговой плавки на лабораторной литейной установке. В качестве матрицы были выбраны технически чистый титан BT1-0 и двухфазный титановый сплав BT8. Содержание бора в композитах заведомо превышало эвтектический состав (около 1,5 вес. %) и составляло 2–3 вес. %. Диспрозий в композиты добавляли в количестве 0,2–1 вес. %. Для сравнения были также изготовлены композиты без диспрозия. Эксперименты на сжатие проводили в изотермических условиях. Структуру композитов изучали с помощью оптической и растровой электронной микроскопии.

В литых композитах заэвтектического состава без диспрозия наблюдаются крупные первичные бориды длиной  $L \approx 1000$  мкм при поперечном размере  $D \approx 50$  мкм. Добавление диспрозия в количестве 0,2 вес. % не привело к заметному изменению исходной микроструктуры. С увеличением содержания диспрозия до 1 вес. % в структуре композитов выявляются мелкие частицы оксида диспрозия размером до 2 мкм. Это ведет к резкому уменьшению размеров боридов в композитах на основе BT1-0, хотя небольшая объемная доля грубых первичных боридов в структуре местами сохраняется. В композитах на основе двухфазного BT8 наблюдается лишь незначительное измельчение размеров первичных боридов.

Деформационные эксперименты на сжатие, проведенные в интервале температур 20–1000°C для композитов на основе BT1-0, показали, что модифицирование диспрозием несколько снижает предел текучести при сжатии и увеличивает пластичность. В работе обсуждаются механизмы измельчения размеров первичных боридов при модифицировании композитов диспрозием и его возможное влияние на механические свойства.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-33-00723 мол\_а).*



## ПЕРСПЕКТИВНЫЙ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ VST2k ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ СПФ/СД

Галеев Р.М. <sup>1</sup>, Сафиуллин Р.В. <sup>1</sup>, Малышева С.П. <sup>1</sup>,  
Козлов А.Н. <sup>2</sup>, Берестов А.В. <sup>2</sup>, Ледер М.О. <sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>ПАО «Корпорация ВСМПО–АВИСМА», Верхняя Салда  
galeyev@imsp.ru

Совершенствование прогрессивной технологии сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ/СД), применяемой для изготовления полых тонкостенных конструкций сложного профиля из листовых титановых материалов, в значительной степени обуславливается снижением температуры процесса за счет использования листов, имеющих ультрамелкозернистую структуру и проявляющих сверхпластичность при пониженных температурах [1, 2]. Дальнейшее повышение эффективности технологии возможно в результате удешевления используемых листовых титановых материалов с улучшенными сверхпластическими свойствами.

В работе исследованы сверхпластические характеристики листа толщиной 1 мм из титанового сплава VST2k, разработанного и изготовленного в Корпорации ВСМПО–АВИСМА. Следует отметить, что основные легирующие элементы и их содержание в сплаве VST2k (Табл. 1) подобны тому, что присутствует в ( $\alpha+\beta$ )-титановом сплаве BT6 (Ti–6Al–4V). Температура полного полиморфного ( $\alpha+\beta$ )  $\rightarrow$   $\beta$  превращения исследуемого сплава VST2k составляла  $945^{\pm 3}$  °С.

Таблица 1 – Химический состав листа из титанового сплава VST2k (масс. %)

| Al   | V    | Fe  | Cr   | Mo   | O    | C     | Zr    | N     | примеси |       |
|------|------|-----|------|------|------|-------|-------|-------|---------|-------|
|      |      |     |      |      |      |       |       |       | каждого | всего |
| 5,28 | 4,82 | 0,8 | 0,12 | 0,32 | 0,16 | 0,016 | 0,078 | 0,009 | <0,10   | 0,048 |

Сверхпластические свойства экспериментального листа из сплава VST2k с исходным размером зерен 4,1 мкм определяли при температурах испытания 750, 800, 850 и 900°С, при этом средний размер зерен в сплаве VST2k при нагреве до температуры испытания составлял 4,5; 5,0; 5,4 и 6,8 мкм, соответственно.

Установлено, что в диапазоне скоростей деформации  $10^{-4} - 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  оптимальный температурный интервал сверхпластичности исследованного листа соответствует 750–850°С. Показано, что при повышении температуры деформации до 900°С сверхпластические характеристики материала ухудшаются в результате существенного роста зерен.

Сравнение характеристик сверхпластичности экспериментального листа из сплава VST2k и листа с улучшенными сверхпластическими свойствами из сплава BT6 с размером зерен 1,2 мкм показало, что при температурах 800–850°С величины напряжения течения и относительного удлинения листов имеют близкие значения. Полученные результаты позволяют рассматривать титановый сплав VST2k как перспективный листовой материал для использования в технологии СПФ/СД в условиях низкотемпературной сверхпластичности.

### Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: Издательство РФЯЦ – ВНИИТФ, 2008. – 176 с., ил.
2. Kaibyshev O.A., Safiullin R.V., Lutfullin R.Ya., Valiakmetov O.R., Galeyev R.M., Dutta A., Raghv T., Saha G.G. Advanced superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloy // Materials Science and Technology. 2006. 22(3). P. 343-348.

## УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЙ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ ВТ6 С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

Галеев Р.М., Мурзинова М.А., Валиахметов О.Р., Алетдинов А.Ф., Малышева С.П.

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

Создание в титановом сплаве ВТ6 ультрамелкозернистой структуры с размером зерен 0,3-0,5 мкм методом всесторонней изотермическойковки (ВИК) приводит к повышению характеристик прочности и усталости на 20–30% в сравнении со сплавом, упрочненным термической обработкой, включающей закалку и старение [1]. В то же время для ультрамелкозернистого сплава ВТ6 характерны пониженные значения ударной вязкости, в особенности КСТ, и трещиностойкости, которые в какой-то степени могут быть повышены путем получения в сплаве ВТ6 бимодального типа ультрамелкозернистой структуры [2].

Формирование в титановом сплаве ВТ6 микроструктуры, содержащей зерна  $\alpha$ -фазы двух модальных размеров, возможно при обработке методом ВИК сплава с исходной глобулярно-пластинчатой структурой. В этом случае микроструктура сплава после деформационной обработки будет представлять собой глобулярные зерна первичной  $\alpha$ -фазы размером от нескольких единиц до десятка микрон (1-я мода), равномерно распределенных в ультрамелкозернистой  $\alpha+\beta$  матрице, в которой размер зерен  $\alpha$ -фазы составит менее 1 мкм (2-я мода). При изменении режимов термомеханической обработки можно варьировать количественное соотношение этих двух составляющих структуры.

В работе исследовано влияние бимодальной микроструктуры, полученной при разных режимах термомеханической обработки и содержащей от 45 до 100% УМЗ структурной составляющей, на механические характеристики сплава ВТ6 при испытании на растяжение в условиях низкотемпературной сверхпластичности и при комнатной температуре.

Изучение бимодальной микроструктуры сплава ВТ6 методами растровой электронной микроскопии, включая анализ картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) показало, что в большинстве зерен первичной  $\alpha$ -фазы при деформационной обработке формируются высокоугловые границы, очевидно, в результате развития динамической рекристаллизации.

Сравнительный анализ сверхпластических характеристик сплава ВТ6 в различных структурных состояниях при температурах 650 и 700°C показал, что напряжение течения сплава с бимодальным типом структуры в исследованном интервале скоростей деформации ( $10^{-4}$ – $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>) на 10–25% выше, чем в сплаве с полностью УМЗ структурой. При этом различия в величине напряжения течения возрастают с увеличением скорости деформации и/или уменьшением температуры испытания.

Установлено, что при комнатной температуре прочностные характеристики для изученных структурных состояний сплава ВТ6 имеют близкие значения, в то же время сплав с бимодальной микроструктурой имеет величину относительного удлинения несколько выше, чем в сплаве, содержащем 100% ультрамелкозернистой составляющей структуры.

### Литература

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

## СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 С МОЛИБДЕНОМ

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

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

При разработке объектов ракетной техники нового поколения, в частности прямоточных реактивных двигателей, в высокотемпературных узлах двигателя весьма перспективным является применение деталей комплексной конструкции, изготовленных путем неразъемного твердофазного соединения конструктивных элементов из разнородных жаропрочных и тугоплавких материалов. Изучение композитных материалов на основе диффузионного сварного соединения типа титановый сплав – молибден, сочетающих в себе жаропрочность, малый вес и технологичность, представляет потенциальный интерес для разработки конструкций ракетной техники.

В работе исследовано формирование твердофазного соединения титанового сплава VT6 (Ti-6Al-4V) и технического молибдена. Методом сварки давлением в вакууме при различных температурно-временных режимах изготовлены сварные образцы. Проведены структурные исследования в области зоны диффузионного соединения с использованием растрового электронного микроскопа в режиме обратно-отраженных электронов и с выполнением энергодисперсионного рентгеноспектрального (EDX) микроанализа для изучения концентрационного распределения химических элементов. Выполнены испытания на растяжение сварных образцов при комнатной температуре для оценки прочности на отрыв полученных твердофазных соединений.

Установлены зависимости прочности исследуемого твердофазного соединения VT6 – Mo от режимов сварки давлением. На основе результатов EDX-анализа распределения Ti, Al, V и Mo в области переходной зоны показан более интенсивный диффузионный массоперенос Mo и Ti, чем Al или V. Ширина диффузионной переходной зоны возрастала как с повышением температуры, так и с увеличением длительности процесса сварки. При этом внутри этой зоны отмечалась узкая область с концентрацией Mo и Ti близкой к 50:50, а Al и V – менее чем по 1 % каждого. Установлено, что разрушение при растяжении происходило именно по данной концентрационной области зоны сварного соединения.

В результате диффузионной сварки при температуре 885°C в течение 30 мин. получено твердофазное соединение титанового сплава VT6 и молибдена с максимальной прочностью на отрыв равной 675 МПа и составляющей примерно 0,98 от прочности молибдена, имеющего после отжига в интервале 880–950°C предел прочности, равный 684 МПа. Повышение температуры, как и длительности процесса сварки, ведет к снижению прочности твердофазного соединения.

Результаты работы показывают перспективность использования сварки давлением для получения неразъемного соединения пары разнородных материалов типа титановый сплав – молибден с достижением прочности твердофазного соединения, равной прочности молибдена, как наименее прочного из свариваемых материалов.

# ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ РАЗНОРОДНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А., Мухаметрахимов М.Х., Ахунова А.Х.,  
Дмитриев С.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
Galieva\_elvina\_v@mail.ru

Методом физического и расчетного моделирования показано, что сварка давлением в условиях сверхпластичности (СП) является эффективным методом получения неразъемного твердофазного соединения (ТФС) как из однородных, так и разнородных никелевых сплавов. Представлен конечно-элементный анализ деформации в зоне соединения разнородных жаропрочных сплавов при наличии или отсутствии рельефа на соединяемых поверхностях.

Выявлено, что наличие рельефа способствует уменьшению площади застойной зоны и локализации деформации в зоне соединения, приводящие к повышению качества ТФС [1,2]. Экспериментально показано, что сварка давлением в условиях СП обеспечивает получение ТФС между интерметаллидным сплавом на основе  $Ni_3Al$  и деформируемыми никелевыми сплавами. При этом возможно создание условий для минимизации пластической деформации интерметаллидного сплава [1,3]. Формирование ультрамелкозернистой структуры в никелевом сплаве позволяет снизить температуру проявления СП до  $800\text{ }^{\circ}C$ , что приводит к снижению ширины диффузионной зоны до 1-2 мкм в зоне ТФС при сварке давлением. Установлено, что для формирования качественного неразъемного соединения при сварке давлением составных образцов необходимо, чтобы хотя один из соединяемых в паре материалов проявлял в процессе соединения эффект СП [3].

Обнаружено, что термическая обработка (ТО) обеспечивает дальнейшее развитие диффузионных процессов, приводящих к росту зерен  $\gamma$ -фазы в никелевом сплаве и развитию диффузии тугоплавкого элемента Nb. При этом наблюдается монотонность перераспределения легирующих элементов в зоне ТФС и, как следствие, плавное изменение микротвердости при переходе от одного материала к другому. После ТО, прочность ТФС, согласно результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре увеличилась до значений 0,9 от прочности интерметаллидного сплава.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 13-08-12200 офу\_м  
и 14-08-97061 р\_поволжье\_a*

## Литература

1. Galieva E.V., Valitov V.A., Lutfullin R.Ya., Dmitriev S.V., Akhunova A.Kh., Mukhametrakhimov M.Kh. Experimental and simulation modelling Nickel-based alloy pressure welding // Materials Science Forum. 2016. Vol. 838-839. P. 350.
2. Ахунова А.Х., Валитова Э.В., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я. Математическое моделирование влияния рельефа поверхности образца на локализацию пластической деформации в зоне сварки давлением // Сварочное производство. 2015. №6. С. 34.
3. Дроздов А.А., Валитов В.А., Поварова К.Б., Базылева О.А., Галиева Э.В., Овсепян С.В. Формирование твердофазных соединений жаропрочного дискового никелевого сплава с ультрамелкозернистой структурой и монокристалльного лопаточного сплава на основе  $Ni_3Al$  // Письма о материалах. 2015. Т.2. №5. С. 142.

# ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В КВАЗИИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ГРАНУЛЬНОГО СПЛАВА ЭП741НП

Ганеев А.А., Валитов В.А., Утяшев Ф.З.

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

Жаропрочный порошковый никелевый сплав ЭП741НП широко применяется для изготовления деталей ГТД. Повышение эксплуатационных характеристик порошкового никелевого сплава типа ЭП741НП возможно при включении в процесс изготовления деталей горячей пластической деформации. Ранее в работе была изучена деформируемость сплава ЭП741НП и определены оптимальные режимы дробной изотермической деформации для формирования УМЗ структуры микродуплексного типа на испытательной машине Schenck Trebel (усилие 10 тонн) на цилиндрических образцах  $\varnothing 10$  мм и высотой 15 мм [1].

В данной работе представлены результаты исследований структуры и свойств сплава ЭП741НП после дробной осадки заготовок  $\varnothing 90$  мм и высотой 60 мм на промышленном гидравлическом прессе (усилие 630 тонн) с изотермическим штамповым блоком на суммарную степень деформации 70-80% и окончательной термической обработки. Осадку проводили по оптимальному режиму, приведенному в работе [1], с использованием теплоизолирующего контейнера, что обеспечило создание квазиизотермических условий деформации. Анализ микроструктуры осажённых заготовок показал, что в них сформирована однородная ультрамелкозернистая структура типа микродуплекс (рис.1, б). Застойные зоны в приторцевых областях не были обнаружены. Было изучено влияние различных режимов окончательной термической обработки (ТО) на микроструктуру и механические свойства деформированных заготовок из сплава ЭП741НП. Установлено, что после ТО по выбранным режимам в деформированном материале достигнут более высокий уровень свойств по сравнению с ТУ для сплава ЭП741НП, подвергнутого только горячему изостатическому прессованию. По результатам испытаний при 20°C значения прочности и пластичности составили:  $\sigma_T = 1100-1160$  МПа;  $\sigma_B = 1530-1650$  МПа;  $\delta = 20-25\%$ ;  $\psi = 15-22\%$ . А при испытаниях на длительную прочность при 650°C, 980 МПа образцы не разрушились даже после испытаний в течение 365-399 часов. При этом остаточное удлинение составило  $\delta = 0,9...2,5\%$ . Наиболее высокие прочностные свойства при 20°C показал сплав, в котором после окончательной ТО была сохранена мелкозернистая (меньше 10 мкм) структура, а наименьшее удлинение при испытаниях на длительную прочность показал сплав с крупнозернистой структурой (40-50 мкм).

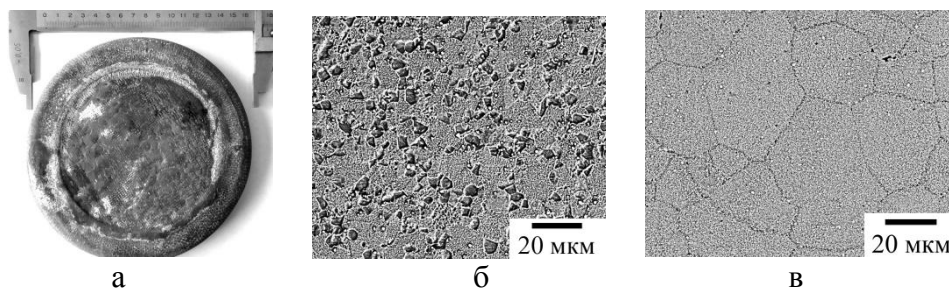


Рис.1. Внешний вид осажённой заготовки из сплава ЭП741НП после извлечения из контейнера (а), её микроструктура после деформации (б) и после окончательной ТО (в)  
Литература

1. Ганеев А.А., Валитов В.А. Формирование ультрамелкозернистой структуры в никелевом сплаве ЭП741НП при горячей деформации в  $(\gamma+\gamma')$ -области // Письма о материалах. 2015. Т.5. №2. С.152-155

# О РОЛИ НАНОДИСПЕРСНЫХ АЛЮМИНИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ФОРМИРОВАНИИ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ Al-Mg-Sc-Zr СПЛАВА ПРИ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ ПРИ 325°C

Ситдигов О.Ш., Автократова Е.В., Мухаметдинова О.Э.,  
Гарипова Р.Н., Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
sitdikov.oleg@anrb.ru, avtokratova@imsp.ru, oksana@imsp.ru,  
rasilyakrosh@mail.ru, mvmark@imsp.ru

Исследовали влияние размера дисперсоидов  $Al_3(Sc,Zr)$  на изменения структуры матрицы литого сплава Al-5,0Mg-0,2Mn-0,2Sc-0,08Zr (1570C) при всесторонней изотермической ковке (ВИК). Сплав в двух исходных состояниях - после одно- и двухступенчатой гомогенизации при 360°C в течение 6 часов и при 520°C в течение 1 часа (состояние I и II, соответственно), был подвергнут ВИК до суммарной степени деформации  $\epsilon = 8,4$  при 325°C ( $\sim 0,6T_{пл}$ ) и скорости деформации  $10^{-2} \text{ c}^{-1}$ . В обоих состояниях сплав имел равноосную микроструктуру с размером зерна  $\sim 25$  мкм и однородным распределением алюминидов Sc и Zr размером 5-10 и 20-50 нм, соответственно.

В процессе ВИК обнаружено формирование вблизи границ исходных зерен новых мелких (суб)зерен, окруженных мало- и большеугловыми границами (МУГ и БУГ). С увеличением степени деформации объемная доля и разориентировка этих кристаллитов увеличивались, приводя к трансформации крупнозернистой структуры в мелкозернистую по механизму непрерывной динамической рекристаллизации. Этот процесс был обусловлен сильным взаимодействием решеточных дислокаций и/или границ (суб)зерен с наноразмерными дисперсоидами. В том числе, частицы эффективно сдерживали миграцию границ, а также ограничивали перераспределение решеточных дислокаций и их аннигиляцию в процессе динамического возврата. В результате, при опробованных условиях деформирования становилось возможным накопление дислокаций, формирование субграниц высокой плотности и их трансформация в большеугловые границы. Показано, что размер частиц оказывает заметное влияние на формирующуюся структуру матрицы сплава. А именно, в сплаве с более мелкими частицами (состояние I) развивающаяся структура характеризовалась меньшим размером новых зерен и большей долей большеугловых границ, чем в состоянии II (рис. 1).

Обсуждены механизмы эволюции структуры и роль наноразмерных алюминидов переходных металлов в формировании мелкозернистой структуры сплава.

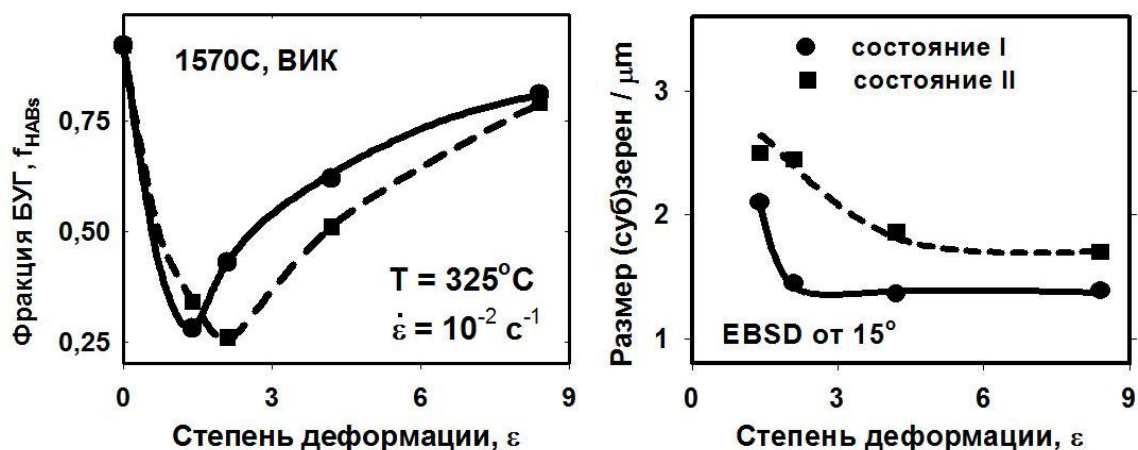


Рис. 1 Зависимости доли БУГ и размера новых зерен от степени деформации при ВИК.

Работа выполнена по гранту РФФИ № 16-19-10152

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОКИСЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ МЕДИ ПРИ ХРАНЕНИИ МЕТОДОМ ПЭМ ВР

Голибов Ш.М.<sup>2</sup>, Мурзакаев А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург  
bestboy.bestboy.95@mail.ru

Хотя нанопорошки меди давно получают различными способами и интенсивно исследуются, интерес к ним не ослабевает. Продолжаются исследования их физических и химических характеристик, исследуются возможности создания на их основе металлматричных материалов и новых сплавов. В связи с этим отработка методов получения и хранения нанопорошков меди, а также исследование их характеристик продолжают оставаться актуальными. Порошки получались методом электрического взрыва проволоки.

С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов выделенной области и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения определены морфологические и фазовые особенности частиц нанопорошков меди непосредственно после их получения и после различных сроков их хранения на воздухе.

Частицы сферические или близкие по форме к ним. Показано, что нанопорошки меди, полученные методом электрического взрыва проволоки при их пассивировании воздухом не создают сплошного оксидного покрытия. Известно, что при пассивировании меди воздухом на поверхности частиц образуется пленка из  $\text{CuO}$  и  $\text{Cu}_2\text{O}$ , причем  $\text{CuO}$  всегда образуется как результат окисления  $\text{Cu}_2\text{O}$ . Расшифровка электронограмм показала, что порошок содержит металлическую медь с ГЦК решеткой,  $\text{CuO}$  с моноклинной решеткой и  $\text{Cu}_2\text{O}$  с кубической решеткой.

При хранении медных нанопорошков на воздухе они продолжают окисляться с разрушением первичных наночастиц меди. Частицы представляют собой агломераты из медной сердцевины, покрытой «шубой» из частиц с размером  $< 10$  нм. Окисление порошков при хранении идет примерно одинаково независимо от рабочего газа, в котором получены порошки. Со временем размер медной сердцевины уменьшается, а толщина «шубы» из частиц с размером  $< 10$  нм растёт. Расшифровка электронограмм выделенной области показала, что порошок содержит металлическую медь с ГЦК решеткой ( $a = b = c = 0.3615$  нм),  $\text{Cu}_2\text{O}$  с кубической решеткой ( $a = b = c = 0.427$  нм),  $\text{Cu}_4\text{O}_3$  с тетрагональной решеткой ( $a = 5.8370$ ,  $b = 5.8370$ ,  $c = 9.9320$ ) и  $\text{CuO}$  с моноклинной решеткой ( $a = 0.46837$ ;  $b = 0.34226$ ;  $c = 0.51288$  нм).

Анализ выделенных областей ПЭМ ВР картин нм также показало наличие  $\text{Cu}$ ,  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{Cu}_3\text{O}_4$  и  $\text{CuO}$ . Значит, окисление при хранении порошков меди, видимо может происходить с образования  $\text{Cu}_2\text{O}$ ,  $\text{Cu}_3\text{O}_4$  как промежуточной фазы.

## ТОЧЕЧНЫЕ ПОЛЕВЫЕ ИСТОЧНИКИ ИОНОВ И ЭЛЕКТРОНОВ НА ОСНОВЕ ЭМИТТЕРОВ ИЗ СПЛАВОВ И СОЕДИНЕНИЙ

Голубев О.Л., Блашенко Н.М., Логинов М.В.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург*

O.Golubev@mail.ioffe.ru

Для направленной модификации поверхности в нанометровом масштабе необходимы тонкие лучи электронов и ионов предельно высокой яркости, локализирующие эмиссию в малом телесном угле. Весьма перспективным путем создания таких точечных источников электронов является традиционно полевая электронная эмиссия, а для источников ионов таковым является явление полевого испарения – испарения поверхностных атомов эмиттера только под действием электрического поля при любых температурах  $T$  эмиттера, при этом особенно эффективным может быть использование эмиттеров сложного состава, различных сплавов и соединений.

В работе исследовались материалы: бинарные сплавы Ir-Ce (0,4% атомных Ce), W-Re (20% атомных Re), Mo-Re (по 50% атомных Mo и Re), а также тройное соединение Hf-Re-Mo (6% Hf, 9% Re, 85% Mo). Использовались приборы – времяпролетный атомный зонд, представляющий собой комбинацию полевого ионного микроскопа и времяпролетного масс-спектрометра, разрешение прибора по массе  $m/\delta m \sim 30$ , магнитный масс-спектрометр с полевым источником ионов, разрешение по массе  $m/\delta m \sim 200$ , а также полевой электронный микроскоп с пространственным разрешением 3-5 nm.

Эмиттеры, особенно неоднородные, могут существенно менять состав и свойства при внешних воздействиях. Прогрев эмиттеров в отсутствие приложенного внешнего поля вызывает только обогащение поверхности эмиссионно-активным компонентом, понижающим поверхностное натяжение. Прогрев эмиттеров при  $T = 1000-2000$  K в присутствии внешнего электрического поля напряженностью  $F \sim 1-7$  V/nm (т. наз. термополевое воздействие) может в принципе привести к превалированию на поверхности любого компонента эмиттера, а также привести к выращиванию на поверхности разнообразных наноразмерных выступов, локализирующих эмиссию в малом телесном угле. Термополевая обработка является эффективным способом изменения как формы эмиттера, так и атомарного состава поверхности.

В результате проведенных экспериментов было показано, что использование неоднородных эмиттеров позволяет создавать источники ионов разного состава и зарядности, получать ионы таких элементов, изготовление полевых эмиттеров из которых технологически затруднительно либо вообще невозможно, использовать один и тот же эмиттер для получения различных ионов, а также и создавать источники электронов как с одиночным тонким лучом, так и источники типа «лейка» с большим количеством лучей.



## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ ВАНАДИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК

Гриняев К. В.<sup>1,2,3</sup>, Тюменцев А. Н.<sup>1,2,3</sup>, Дитенберг И. А.<sup>1,2,3</sup>, Пинжин Ю. П.<sup>1,2,3</sup>,  
Смирнов И. В.<sup>1,2</sup>, Цверова А. С.<sup>1</sup>, Радишевский В. Л.<sup>1</sup>, Чернов В. М.<sup>4</sup>, Потапенко М. М.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>НИ Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>4</sup>ОАО Высокотехнологический научно-исследовательский институт  
неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва

kvgrinyayev@inbox.ru

Представлено обобщение результатов исследования модификации структурно-фазового состояния и механических свойств ванадиевых сплавов с различным элементным составом в зависимости от режимов термомеханических и химико-термических обработок.

Показано, что в процессе термомеханических обработок ванадиевых сплавов [1] происходит трансформация и перераспределение исходных грубодисперсных частиц вторых фаз на основе элементов внедрения (С, О, N) с последующим выделением однородно распределенных в объеме материала наноразмерных ( $\leq 10$  нм) стабильных частиц.

Применение химико-термических обработок, основанных на методе низкотемпературного диффузионного легирования [2], обеспечивает контролируемое изменение фазового состава обрабатываемых материалов. В результате удаётся сформировать стабильные наноразмерные ( $\leq 10$  нм) частицы на основе оксидов.

Режимы модификации структурно-фазового состояния ванадиевых сплавов, в зависимости от элементного состава, определяются соответствующими кинетическими условиями реализации механизмов трансформации гетерофазной структуры. Установлено, что для контролируемого формирования высокой плотности мелкодисперсных частиц необходима замена механизма превращения частиц «на месте» на механизм растворения метастабильной фазы на элементах дефектной структуры с последующим выделением стабильных частиц из пересыщенных твёрдых растворов [1].

Обсуждается вклад различных механизмов упрочнения (твердорастворного, дисперсного и субструктурного) в увеличение прочностных характеристик при разных температурах.

Оценки эффективности дисперсного упрочнения по механизму Орована показали, что для существенного увеличения механических свойств сплавов ванадия с широким диапазоном легирующих элементов замещения достаточно перевести в наноструктурное (3–10 нм) состояние не более половины общего объемного содержания исходных вторых фаз.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП ТГУ.

### Литература

1. Tyumentsev A.N. *et al.* Effect of the modes of thermomechanical treatment on the formation of the multiphase and grain structure of V–4Ti–4Cr alloys // Journal of Nuclear Materials. 2004. V. 329–333. P. 429.
2. Tyumentsev A.N. *et al.* Effect of internal oxidation on the microstructure and mechanical properties of vanadium alloys // Journal of Nuclear Materials. 2007. V. 367–370. P. 853.

## ВЛИЯНИЕ ИПДК НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr И TiNiCu

Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>, Болтынюк Е.В.<sup>3</sup>, Убывовк Е.В.<sup>3</sup>, Лукьянов А.В.<sup>2</sup>, Прокофьев Е.А.<sup>1,2</sup>, Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Хасанова Д.А.<sup>2</sup>, Астанин В.В.<sup>2</sup>, Замула Ю.С.<sup>4</sup>

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

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

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург

<sup>4</sup>Башкирский государственный университет, г. Уфа

dimagun@mail.ru

Интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) является одним из наиболее эффективных способов трансформации структуры аморфных материалов при сохранении их метастабильности. В настоящей работе исходный аморфный сплав  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  (ат.%) в виде ленты, полученный по технологии быстрой закалки расплава (БЗС), и объемные металлические стекла на основе Zr ( $Zr_{62}Cu_{22}Al_{10}Fe_5Dy_1$ ) подвергали ИПДК при температуре 20°C и 150°C.

Структурные исследования (ПЭМ и РЭМ) свидетельствуют о том, что исходные сплавы являются преимущественно аморфными. После ИПДК в БЗС  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  по данным аналитической просвечивающей микроскопии в режиме STEM HAADF формируется специфическая аморфная кластерная структура, причем размеры кластеров увеличиваются при росте температуры ИПДК с 20°C до  $T=150^\circ C$ , достигая 40 нм. Исследования на атомном сканирующем микроскопе (АСМ) показали, что обработка в режиме подготовки фольг для ПЭМ исследований (ионное травление), приводит к формированию на поверхности ИПДК образцов выраженного рельефа, который отражает внутреннюю кластерную структуру аморфной фазы, тогда как на исходной БЗС ленте подобный рельеф не формируется.

Испытания на растяжение показали хрупкий характер разрушения аморфного БЗС  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  во всех состояниях. Однако изменение фрактографии разрушения образцов после растяжения, уменьшение расстояния между венами, смена характера разрушения с венозного на «мелкоямочный» свидетельствует о последовательном увеличении локальной пластичности разрушения материала в результате предварительного воздействия ИПДК.

ОМС  $Zr_{62}Cu_{22}Al_{10}Fe_5Dy_1$  после воздействия ИПДК так же остаются в основном аморфными, и каких-то особенностей структуры аморфной фазы методами ПЭМ обнаружить не удалось. Однако использование метода наноиндентирования показало, что ИПДК ведет к росту скоростной чувствительности ( $m$ ) с 0,08 в исходном состоянии до 0,2 и 0,13 в состоянии после ИПДК при 20°C и 150°C, соответственно. После ИПДК при 20°C произошло уменьшение твердости и модуля Юнга, в то время как проведение ИПДК при высокой температуре привело к увеличению обоих параметров. Наблюдаемые изменения величины  $m$  и модуля Юнга могут быть объяснены перераспределением и эволюцией свободного объема.

*Исследования поддержаны Российским научным фондом грант No. 14-12-00138.*

# ПОЛУЧЕНИЕ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СИСТЕМЕ Cu-Al

Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р.

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

Одной из ключевых проблем физического материаловедения является получение новых материалов, которые обеспечивают развитие современной техники. Важную роль в развитии многих отраслей современной промышленности играют композитные материалы, позволяющие повысить эксплуатационные свойства готовых изделий различного назначения.

Композитные материалы можно разделить на искусственные и естественные композиты. Технология производства искусственных композитов основана на соединении полученных отдельно готовых структурных составляющих. В естественных композитах две или более упрочняющие фазы формируются в матрице в результате естественных процессов при термическом воздействии. В результате такого способа получения упрочняющие фазы имеют хорошее сопряжение с матрицей. Как правило, естественные композиты получают методом *in situ*, управляя процессом структурообразования на этапе кристаллизации и/или термической обработки. Так с помощью направленной кристаллизации получают эвтектические сплавы различного состава.

В настоящее время в нашей стране и за рубежом [1-3] развиваются деформационные методы получения естественных композитов. В работе показана возможность получения естественных композитов в системе Cu-Al с помощью интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением в наковальне Бриджмена стопки тонких пластин меди и алюминия. Тонкие пластины из меди и алюминия укладываются в наковальне Бриджмена в виде стопки медь-алюминий-медь и деформируются при различных условиях. С целью определения степени превращения тонких пластин меди и алюминия в естественный композит, полученные образцы отжигались при различных значениях температуры.

На основе данных оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии с энергодисперсионным и EBSD анализом, а также по измерению микротвердости исследованных образцов были определены условия получения естественных композитов, когда в матрице на основе меди и алюминия образуются интерметаллидные соединения  $Cu_9Al_4$  и  $CuAl_2$ , объемную долю которых можно изменять.

Обсуждается определяющая роль внутренних поверхностей раздела при твердофазном образовании естественных композитов в процессе механического легирования сдвигом под давлением и последующего отжига.

## Литература

1. Даниленко В.Н., Мазитов Р.М. Влияние пластической деформации и последеформационного отжига на механическое сплавление меди и алюминия сдвигом под давлением // Сб. научных трудов «Нанотехнология и физика функциональных нанокристаллических материалов», Екатеринбург: УрО РАН. 2005. 1Т. С. 280-288.
2. Даниленко В.Н., Гальшев С.Н., Мулюков Р.Р. Получение сплава алюминия с ниобием методом механического легирования сдвигом под давлением. // Перспективные материалы. 2009. Спец. Вып. 7. С. 94-97.
3. Oh-ishi K., Egalati K., Kim H.S., Hono K., Horita Z. High-pressure torsion for enhanced atomic diffusion and promoting solid-state reactions in the aluminum-copper system // Acta Materialia. 2013. V.61. P. 3482-3489.

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, ХАРАКТЕРИЗУЕМЫХ ПРЕДЕЛЬНО МИНИМАЛЬНЫМИ РАЗМЕРАМИ КРИСТАЛЛИТОВ И ТВЕРДОСТЬЮ, БЛИЗКОЙ К ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ

Дитенберг И. А.<sup>1,2,3</sup>, Тюменцев А. Н.<sup>1,2,3</sup>, Корзников А. В.<sup>4</sup>, Корчагин М. А.<sup>5</sup>

<sup>1</sup>*НИ Томский государственный университет, Томск*

<sup>2</sup>*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск*

<sup>3</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

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

<sup>5</sup>*Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск*

ditenberg\_i@mail.ru

Сравнительные исследования показали, что в металлах и сплавах разного класса в условиях интенсивного деформационного воздействия методами кручения на наковальнях Бриджмена и механической активации в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице формируются качественно подобные структурные состояния.

Почти во всех изученных материалах разного класса обнаружено формирование двухуровневых наноструктурных состояний – нанозерен размерами около 100 нм, содержащих нанокристаллы размерами до нескольких нанометров с дипольным и мультипольным характером разориентировок, необычно высокой (сотни град/мкм) упругой кривизной кристаллической решетки.

Установлено, что характерные размеры нанокристаллов, также как и значения кривизны кристаллической решетки, существенным образом зависят от типа кристаллической решетки, характеристик исходной и приобретаемой прочности, гомологической температуры деформации, структурной и фазовой стабильности, релаксационной способности и т.д.

Обсуждаются основные факторы, определяющие способность материала к измельчению зеренной и субзеренной структуры и достижению предельных минимальных размеров зерен и субзерен.

Сопоставление результатов структурной аттестации и данных по измерению микро- и нанотвердости показали, что структурные состояния с размерами кристаллитов в несколько нанометров характеризуются близкой к теоретической твердостью материала.

Заметим, что в условиях механической активации возможно легирование, в том числе элементами гарнитуры и газовой среды технологического оборудования (кислород, железо и др.), с формированием частиц оксидов, интерметаллических соединений и неравновесных твердых растворов с концентрацией легирующих элементов до нескольких ат. % и значительными эффектами твердорастворного упрочнения. Эта особенность совместно с более высокоскоростным характером механического воздействия, приводит к снижению эффективности процессов релаксации высокодефектных структурных состояний, увеличению упругой кривизны кристаллической решетки, величины локальных внутренних напряжений, градиентов этих напряжений и более интенсивной фрагментации кристаллической решетки.

В качестве основных механизмов формирования представленных выше неравновесных наноструктурных состояний рассматриваются: дислокационно-дисклинационные механизмы переориентации кристаллической решетки, процессе по типу динамической рекристаллизации, квазивязкие механизмы наноструктурирования кристалла потоками неравновесных точечных дефектов с участием нанодиполей частичных дисклинаций.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП ТГУ.

## ДЛЯ ЧЕГО ПРИРОДА СОЗДАЛА ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ?

Дмитриев С.В.

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

В докладе на понятном для неспециалистов языке рассказывается о новом интересном объекте в физике конденсированного состояния – дискретном бризере (ДБ) [1]. ДБ представляет собой группу атомов в кристалле, совершающих колебания большой амплитуды (см. пример ДБ в ГЦК металле на рис. 1, где плоскость рисунка совпадает с плоскостью [111]). Теоретически, в отсутствии тепловых колебаний и других возмущений, ДБ не излучает энергию и может существовать вечно. Происходит это потому, что частота ДБ лежит вне спектра малоамплитудных колебаний кристаллической решетки. В реальных условиях время жизни ДБ конечно, но может исчисляться сотнями и тысячами периодов колебаний. ДБ возникают в кристалле за счет тепловых флуктуаций (наподобие пар Френкеля), при облучении или при воздействии высокочастотных внешних полей. ДБ аккумулируют энергию порядка 1 эВ, могут быть подвижными, перенося эту энергию на значительные расстояния.

Будут представлены основные свойства ДБ в кристаллах различной природы, с упором на ДБ в металлах и упорядоченных сплавах. Далее, на основе анализа имеющихся многочисленных экспериментальных данных, будут высказаны предположения об атермическом вкладе ДБ в электропластичность, релаксацию структуры металлов после ИПД за счет пропуска импульсного электрического тока, в снижение предела текучести металла при облучении потоком электронов и т.п. Будут представлены аргументы, говорящие в пользу того, что роль ДБ особенно велика в условиях далеких от термодинамического равновесия.

Завершится доклад формулировкой нерешенных проблем и задач для дальнейших теоретических и экспериментальных исследований.

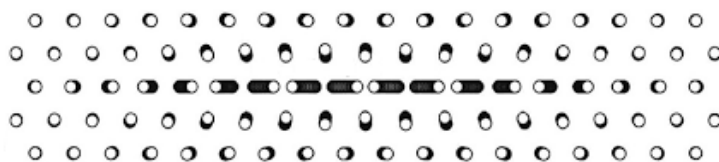


Рис.1. Стробоскопическая картина движения атомов в ДБ, возбужденном в ГЦК металле. ДБ локализован в одном плотноупакованном атомном ряду. С десяток атомов совершают колебания с большой амплитудой, каждый колеблется в противофазе с ближайшими соседями. ДБ может двигаться вдоль плотноупакованного ряда со скоростью порядка 0,1 скорости звука.

### Литература

1. *Дмитриев С.В., Корзникова Е.А., Баимова Ю.А., Веларде М.Г.* Дискретные бризеры в кристаллах // *Успехи физических наук.* 2016. Т. 186. №5. С. 471-488.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ И СВОЙСТВ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ МОНОКРИСТАЛЬНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ $\text{Ni}_3\text{Al}$ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫМ СПЛАВОМ ЭП975

Жигалова М.Ю.<sup>1,2</sup>, Галиева Э.В.<sup>1</sup>, Валитов В.А.<sup>1</sup>, Лутфуллин Р.Я.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>ФГБОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
marya.zhig@yandex.ru

В настоящее время актуальной для авиационного двигателестроения является проблема увеличения тяги двигателя. Применение в конструкции турбины неразъемных биметаллических «Блисков» – беззамковых конструкций диска с лопатками, может позволить повысить частоту вращения или температуру газа перед турбиной, что необходимо для увеличения мощности (тяги), а также уменьшения удельного расхода топлива [1]. Диски и лопатки подвергаются воздействию повышенных температур на различном уровне. В настоящей работе для исследований были выбраны интерметаллидный сплав на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (ВКНА-25) и никелевый сплав ЭП975. Неразъемные соединения обычно получают сваркой плавлением [2]. Однако при этом сварной шов представляет собой мощный концентратор напряжений. Перспективным методом получения неразъемных соединений является сварка давлением в условиях сверхпластичности [3]. При сварке давлением монокристаллического интерметаллида возможна пластическая деформация, что может привести к изменениям морфологии упрочняющей фазы и соответственно к недопустимым изменениям свойств. В этой связи в данной работе было проанализировано влияние высокотемпературной деформации при температурах 1150 °С, 1175 °С, 1200 °С на структуру и свойства интерметаллидного сплава на основе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (ВКНА-25) с монокристаллической структурой, а также влияние степени деформации на формирование качественного твердофазного соединения (ТФС) - интерметаллидный / никелевый сплав.

Показано, что с ростом температуры деформации наблюдается тенденция к увеличению расстояния между прослойками  $\gamma$ -фазы и выделению высокодисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы внутри  $\gamma$ -твердого раствора. Деформация приводит к незначительному повышению микротвердости по сравнению с исходным состоянием.

Сваркой давлением успешно получены ТФС между сплавами ВКНА-25 и ЭП975 при различных степенях деформации. Обнаружено, что в зоне ТФС имеется переходная диффузионная зона, представляющая собой  $\gamma$ -твердый раствор переменного состава на основе никеля, ширина которой составляет 20 мкм. Установлено, что с увеличением деформации возможно формирование более качественного ТФС. Прочность ТФС оценивали по результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре. Фактографический анализ поверхности разрушения выявил преимущественно ямочный излом, характерный для вязкого типа разрушения. При этом уровень прочности сварных образцов составил 0,7 от прочности интерметаллидного сплава.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ 13-08-12200 офи\_м  
и 14-08-97061 р\_поволжье\_a*

## Литература

1. Магеррамова Л.А. Применение биметаллических блисков, изготавливаемых методом ГИП из гранулируемых и литейных никелевых суперсплавов, для увеличения надежности и ресурса газовых турбин // Вестник УГАТУ. 2011. №4. С.33.
2. Задерий Б.А., Котенко С.С., Полищук Е.П., Ющенко К.А., Барабаш О.М., Караевская О.П. Особенности кристаллического строения сварных соединений монокристаллов // Автоматическая сварка. 2003. №5. С. 14.
3. Поварова К.Б., Валитов В.А., Овсепян С.В., Дроздов А.А., Базылева О.А., Валитова Э.В. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («Блисков») и способа их соединения // Металлы. 2014. №5. С. 61.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ, ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ, ДОПИРОВАННОГО ГАФНИЕМ

Байрамшин Р.А.<sup>2</sup>, Загафуранова А.Т.<sup>2</sup>, Мурзакаев А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

Aidar@iep.uran.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 нанопорошки можно ввести большую концентрацию активатора, нежели в монокристалл. Это объясняется более равномерным распределением активатора в частицах порошка. Керамика хорошей прозрачности должна быть без пор 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. 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  $Y_2O_3$  с уплотняющей добавкой  $Hf^{4+}$  10 % мол., полученных лазерным испарением. Выявлена тенденция изменения фазового состава наночастиц в зависимости от размера.

Полученные нанопорошки состоят из кристаллитов от 5 нм до 100 нм. Обнаружено наличие нескольких фаз оксида иттрия допированного неодимом и гафнием: моноклинная, гексагональная и кубическая. Фазовый анализ образцов показал, что основной фазой является моноклинная. Также в частицах присутствовали дефекты: двойники и дислокации.

Отжиг при температуре 1100 °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. Обнаружено наличие нескольких фаз: моноклинная, гексагональная и кубическая. Кристаллы в отожжённых образцах преимущественно имеют кубическую сингонию.

Модуляции структуры в образцах: до отжига чаще всего встречаются двухмерные и внешне напоминают сетку. Механизм появления модуляций в подобных структурах - образование доменов, соединённых антифазовыми связями. Так же основную роль в образовании частиц играют вероятность заселённости ионом кислорода позиции (либо образование вакансий), замещение атомов разных сортов позиций друг друга и третий фактор, приводящий к модуляции в подобных образцах – модуляция смещения.

# ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ В СИСТЕМЕ Cu-Al

Загидуллин А.Р.<sup>1,2</sup>, Попов В.А.<sup>1</sup>, Даниленко В.Н.<sup>1</sup>

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

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

alfir1991@gmail.com

Одним из развивающихся направлений физического материаловедения является деформационные методы твердофазного получения сплавов.

Одним из таких методов является интенсивная пластическая деформация кручением под высоким квазигидростатическим давлением в наковальнях Бриджмена. Такой процесс деформации стопки тонких заготовок из различных материалов называют механическим легированием или механическим сплавлением.

Целью данной работы является исследование влияние скорости вращения образцов на процесс механического легирования в системе Cu-Al.

Тонкие заготовки меди и алюминия укладывали в стопку в весовом соотношении, соответствующему сплаву  $Cu_9Al_4$  и деформировали в наковальне Бриджмена при давлении 50 т и числе оборотов 10. В первой серии образцов скорость вращения была 2 об./мин, во второй - 1 об./мин.

Полученные образцы исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН 4-07 и растрового электронного микроскопа VEGA 3SBH с энергодисперсионным анализатором.

Энергодисперсионный анализ проводили по линиям, расположенным на радиусе исследуемого образца. На исследуемых линиях через каждые 2,5 мкм определяли состав полученных образцов. На каждой линии было исследовано в среднем 1500 точек.

По результатам энергодисперсионного анализа каждый исследованный радиус образца может быть разделен на два не равных участка. На первом участке в каждой точке наблюдаем присутствие меди и алюминия в различных весовых пропорциях. На разных линиях длина этого участка различна, она колеблется от середины радиуса на  $\pm 1$  мм. На втором участке, от конца первого участка до центра образца, наблюдаем присутствие меди и алюминия с большим преобладанием меди.

В образце, полученном при скорости вращения 2 об/мин. длина первого участка больше, чем первый участок в образце, полученном при скорости вращения 1 об/мин. Максимальное значение алюминия в точках, исследованных на первом участке обоих образцов, колеблется от 40 до 60 весовых процентов. На всех линиях на первом участке исследованных образцов присутствуют точки соответствующие по составу  $Cu_9Al_4$ , значительно реже встречаются точки соответствующие по составу  $CuAl_2$ . На втором участке присутствуют в основном точки, где весовая доля алюминия колеблется от 0 до 10%.

На дифрактограммах исследованных образцов наблюдаются дифракционные максимумы от меди и незначительное количество алюминия. На дифрактограмме, полученной от первого образца, наблюдаем дифракционные максимумы от  $Cu_9Al_4$  и  $CuAl_2$ . На дифрактограмме, полученной от второго образца, пик меди (111) сильно не симметричен, что свидетельствует о присутствии твердого раствора алюминия в меди.

Результаты энергодисперсионного и рентгеноструктурного анализа показали, что в процессе деформационного воздействия происходит перемешивание исходных компонент меди и алюминия с образованием сплавов  $Cu_9Al_4$  и  $CuAl_2$ , которое идет более интенсивно при большей скорости вращения образцов.



# ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ С МЯГКИМ ТИПОМ НЕЛИНЕЙНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ СОСТАВА АВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_0$

Захаров П.В.<sup>1,2</sup>, Старостенков М.Д.<sup>2</sup>, Дмитриев С.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет, Бийск

<sup>2</sup>Алтайский государственный технический университет, Барнаул

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

zakharovpvl@rambler.ru

Поиск и исследование объектов солитонного типа в кристаллах неуклонно растет. Локализованные состояния атомов или групп атомов в кристаллах остаются слабо изученными в силу сложности проведения натуральных экспериментов. Данная работа посвящена изучению одного из таких объектов – дискретного бризера (ДБ), методом молекулярной динамики, посредством пакета моделирования LAMMPS. ДБ – это нелинейный объект, который представляет собой локализованное в пространстве незатухающее колебание большой амплитуды в бездефектной нелинейной дискретной системе [1]. В кристаллах следует говорить о квази-бризерах, имеющих конечное время жизни и нестрогую периодичность колебаний во времени [2]. Во многих работах высказывают мнения, что ДБ могут оказывать влияние на различные процессы в кристаллах. Например, предполагается, что ДБ могут повышать каталитические свойства наночастиц с неупорядоченной структурой, приводить к радиационно-стимулированному росту пор в металлах, вносить вклад в диффузию, транспортировать электрический заряд, приводить к отжигу дефектов, снижать энергетический барьер химических реакций в кристаллических твердых телах и т.д., более подробно см. обзор [3].

В свою очередь можно выделить два типа дискретных бризеров: с мягким и жестким типами нелинейности. В данной работе рассматривается возможность существования ДБ с мягким типом нелинейности в кристалле CuAu со сверхструктурой  $L1_0$ .

Дискретные бризеры с мягким типом нелинейности иногда также называют щелевыми ДБ. Это связано с тем, что они чаще всего существуют в щели фононного спектра кристалла, обусловленной разностью масс компонент сплава и геометрией кристалла. В кристалле CuAu со сверхструктурой  $L1_0$  запрещенная зона в фононном спектре отсутствует. Поэтому для обеспечения необходимых условий существования ДБ были выбраны два метода. Первый заключался в деформировании кристалла путем сжатия или растяжения с соблюдением принципа Пуассона. Второй состоял в искусственном занижении массы одного из компонента сплава. А также исследовалось совместное влияние указанных факторов.

Установлено, что щель в фононном спектре CuAu возникает при деформации сжатия 7,3% вдоль кристаллографического направления  $\langle 001 \rangle$ . В этом случае возможно возбуждение ДБ с мягким типом нелинейности вдоль кристаллографического направления  $\langle 100 \rangle$ . Изменение масс компонент сплава приводит к формированию щели в фононном спектре при отношении масс Au/Cu=4,9, однако, получить ДБ в этом случае не удалось в силу структурных особенностей кристалла.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 16-42-220002 p\_a*

## Литература

1. Sievers A.J., Takeno S. Intrinsic Localized Modes in Anharmonic Crystals// Phys. Rev. Lett. 1988. V.61. P. 970.
2. Chechin G.M., Dzhelauhova G.S., Mehonoshina E.A. Quasibreathers as a generalization of the concept of discrete breathers // Phys. Rev. E. 2006. V. 74. P. 036608.
3. Дмитриев С. В., Корзникова Е. А., Баимова Ю. А., Веларде М. Г. Дискретные бризеры в кристаллах // УФН. 2016. Т. 186. №5. С. 471–488.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ, ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ, ДОПИРОВАННОГО ЕВРОПИЕМ

Зонова К.С.<sup>2</sup>, Мурзакаев А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

kseniya.zonova@gmail.com

Оксид иттрия  $Y_2O_3$  легированный европием обладает полезными оптическими, электрическими, термическими, прочностными свойствами. Является фотолюминесцентным и катодолюминесцентным материалом, который находит применение в экранах электронно-лучевых трубок и флуоресцентных осветительных приборов, как специальные компоненты стекол, люминофор в кинескопах или в высокотемпературной керамике.

Данная работа посвящена исследованию слабо агрегированного наноразмерного порошка, необходимого для создания светоизлучающих устройств с высокой разрешающей способностью и тонких покрытий с высокой плотностью. Нанопорошок был получен методом лазерного испарения мишени. Для приготовления мишени взяты порошки  $Y_2O_3$  и  $Eu_2O_3$  с содержанием 5 % моль. Согласно РФА полученный материал имеет моноклинную структуру с периодами:  $a = 13,8992 \text{ \AA}$ ,  $b = 3,4934 \text{ \AA}$ ,  $c = 8,6118 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 100,27^\circ$

С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов выделенной области и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения определены морфологические и фазовые особенности частиц нанопорошков. Частицы сферические или близкие по форме к ним. Нанопорошок представляет собой агломераты со слабовыраженными спайками между сферическими частицами размером от 6 нм до 50 нм. Порошок имеет средний размер частиц 12 нм.

Фазовый состав образцов: В образцах преобладают моноклинная фаза  $YO_{1,458}$  и кубическая фаза  $Y_2O_3$ . Также были выявлены нестехиометрическая орторомбическая и кубическая фазы  $Eu_2O_3$ , моноклинная  $YO_{1,401}$ , гексагональная  $YO_{1,335}$ ,  $Y_2O_3$ ; орторомбическая  $Eu_3O_4$ ,  $Eu_{1-x}O$ ; кубическая  $Eu_2O_3$ ,  $EuO$ .

Модуляции в образцах: до отжига чаще всего встречаются двухмерные и внешне напоминают сетку. Механизм появления модуляций в подобных структурах - образование доменов, соединённых антифазовыми связями. Так же основную роль в образовании частиц играют вероятность заселённости ионом кислорода позиции (либо образование вакансии), замещение атомов разных сортов позиций друг друга и третий фактор приводящий к модуляции в подобных образцах – модуляция смещения.

После отжига образцов при  $1000^\circ \text{C}$  принципиальных изменений в структуре и фазовом составе не произошло. Размер частиц увеличился и стал составлять от 13 до 80 нм. Частицы отклонились от сферической формы, стали более вытянутые.

# ДИЭЛЬКОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ И ДИАГНОСТИКИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТОВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Зубко Д.В., Зубко В.И., Сицко Г.Н.

Белорусский государственный университет, Минск  
Zubko@bsu.by

Разработка диэлькометрического метода контроля и диагностики электрических свойств нанокomпозитов электротехнического назначения обусловлена необходимостью их тестирования на соответствие комплекса их электрических показателей, таких как относительная диэлектрическая проницаемость ( $\epsilon'$ ), удельная электрическая проводимость ( $\sigma$ ), тангенс угла диэлектрических потерь ( $\text{tg}\delta$ ) нормам, регламентированным стандартами. На рисунке представлена фотография созданной малогабаритной экспериментальной установки для контроля и диагностики комплекса электрических свойств нанокomпозитов электротехнического назначения.



В состав малогабаритной экспериментальной установки входят: высокочувствительный емкостной измерительный преобразователь (датчик), цифровой измеритель иммитанса, персональный компьютер.

Технические характеристики:

Диапазон рабочих частот (20 Гц – 1 МГц).

Измеряемые параметры (емкость, сопротивление, проводимость, комплексное сопротивление, реактивное сопротивление, угол фазового сдвига).

В результате проведенных исследований установлены закономерности изменения  $\epsilon'$ ,  $\sigma$ ,  $\text{tg}\delta$  нанокomпозитов на основе вторичного полиэтилена (ВПЭ) в зависимости от частоты электрического тока, содержания и типа наполнителя [1, 2].

Анализ результатов исследований показал, что электрические свойства нанокomпозитов на основе ВПЭ оказываются весьма чувствительными к изменению содержания и типа наполнителя. Особенно следует отметить, что при варьировании содержания порошкообразного углеродного волокна в композите от 20 до 50 мас. % значительные изменения на частоте электрического тока 1 МГц претерпевает величина  $\sigma$ , повышается примерно на 4 порядка: от  $1 \cdot 10^{-5}$  до  $1 \cdot 10^{-1} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$  [3]. В тоже время при повышении содержания порошкообразной резины в композите от 30 до 85 мас.% величина  $\sigma$  на частоте 1 МГц возрастает примерно на 3 порядка: от  $1 \cdot 10^{-8}$  до  $1 \cdot 10^{-5} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$  [4].

Созданная малогабаритная экспериментальная установка и разработанная методика используются для контроля и диагностики комплекса электрических свойств нанокomпозитов электротехнического назначения.

## Литература

1. Зубко В.И. Диэлькометрический метод контроля и диагностики электрических свойств полимерных материалов электротехнического назначения / Зубко Д.В., Сицко Г.Н. // Изв. НАН Беларуси. – Сер. физ.-техн. наук – 2015.–№4.– С.28–34.
2. Зубко В.И. Диэлькометрический метод контроля и диагностики качества материалов электротехнического назначения /Зубко Д.В., Сицко Г.Н. // Материалы, Технологии, Инструменты –2015.– Т.20.–№ 2.– С.111–113.
3. Электропроводящая полимерная композиция: патент на изобретение (Республика Беларусь) № 11018 / Д. В Зубко, В.И. Зубко. Оpubл. 14.05.2007.
4. Электропроводящая полимерная композиция: патент на изобретение (Республика Беларусь) № 13803 / Д. В Зубко, В.И. Зубко. Оpubл. 23.10.2008.

# СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО И ТЕРМООБРАБОТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Ильясов Р.Р.<sup>1</sup>, Мухаметдинова О.Э.<sup>1</sup>, Крымский С.В.<sup>1</sup>, Автократова Е.В.<sup>1</sup>,  
Ситдиков О.Ш.<sup>1</sup>, Михайловская А.В.<sup>2</sup>, Котов А.Д.<sup>2</sup>, Маркушев М.В.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
ilyasov@imsp.ru

Исследовали влияние криогенной прокатки, предварительной и последующей термообработки на структуру и сверхпластическое поведение алюминиевого сплава Д16 стандартного химического состава. Для этого горячепрессованный пруток прокатывали в изотермических условиях при температуре жидкого азота до суммарной степени деформации  $\epsilon=2$  в состояниях после закалки с температуры 505°C и последующего гетерогенизирующего отжига при температурах 350 и 400 °С длительностью 5 и 20 ч. Испытания на растяжение проводили в интервале температур 350-500°C и скоростей деформации  $10^{-4}$ - $10^{-2}$  с<sup>-1</sup>.

ПЭМ и РЭМ-EBSD анализ показали, что гомогенность структуры криопрокатанного сплава была выше в предварительно гетерогенизированных состояниях, что выражалось в более однородном распределении дефектов и в большей доле наноразмерных кристаллитов (Рис. 1). Причем последняя увеличивалась с повышением температуры и длительности гетерогенизирующего отжига. Несмотря на это, демонстрируемые сплавом удлинения не превышали 120% для всех исследованных состояний и условий растяжения.

Проведение пост-деформационного кратковременного отжига образцов в селитряной ванне, непосредственно перед испытаниями, кардинально изменило поведение сплава за счет активизации статической рекристаллизации и формирования мелкозернистой структуры (Рис. 2). При этом наименьший размер зерна (5-6 мкм) был получен в гетерогенизированном при 400°C сплаве, который при испытаниях показал удлинения более 550 % при 500°C и скорости деформации  $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. В остальных состояниях оптимум сверхпластичности отмечался при той же температуре, но на порядок меньших скоростях. Так, в закаленном состоянии также фиксировали максимальные удлинения до 500 %, но при скорости деформации  $10^{-4}$  с<sup>-1</sup>.

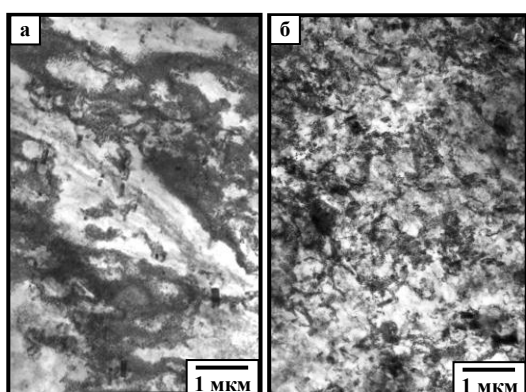


Рис. 1 ПЭМ структура криопрокатанного сплава. (а) закалка, (б) гетерогенизация 400°C, 5ч

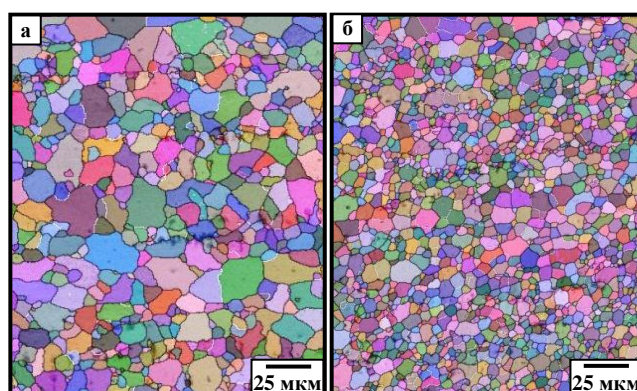


Рис. 2 СЭМ-EBSD структура сплава после прокатки и отжига в селитряной ванне: (а) закалка, (б) гетерогенизация 400°C, 5ч

Работа выполнена по гранту РФФИ № 15-38-20654а

# СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТРИДА И ОКСИНИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО РЕАКЦИОННЫМ СПЕКАНИЕМ ШЛАМОВЫХ ОТХОДОВ КРЕМНИЯ

Пархимович Н.Ю.<sup>1</sup>, Имаев М.Ф.<sup>1</sup>, Ласанху К.А.<sup>2</sup>, Касмамытов Н.К.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Институт физико-технических проблем и материаловедения НАН КР, г.Бишкек,  
Кыргызская Республика  
marcel@imsp.ru

Производство полупроводниковых устройств, таких как солнечные элементы питания, оставляет отходы, состоящие преимущественно из кремния. Соединения на основе кремния широко применяются в промышленности для производства разнообразных керамокомпозиционных изделий. Например, материалы на основе нитрида кремния  $\text{Si}_3\text{N}_4$  используют для изготовления тиглей, подшипников, а также различных деталей, работающих при высоких температурах и в химически агрессивных средах [1]. Таким образом, утилизация отходов полупроводникового производства для последующего получения материалов на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$  является одной из наиболее перспективных задач.

Исходный материал представляет собой очищенные кремниевые шламовые порошки-отходы полупроводникового кремниевого производства [2]. Данные порошки подвергали измельчению в шаровой мельнице до получения частиц с нано- и ультрамелкодисперсной размерностью. В процессе помола в порошок вводили катализатор в виде 2 вес. % ультрадисперсного порошка никеля. Из перемолотого порошка готовили термопластичный шликер путем смешивания с воском и парафином, которому придавали конечную форму горячим давлением в прессформе, а затем с помощью нагрева удаляли термопластичную связку и проводили реакционное спекание в течение 10 – 12 ч при температурах  $T=1220$ , 1300 и 1320°C. Дополнительно спекание при  $T=1320^\circ\text{C}$  проводили для шлама с добавлением 3 вес.% графитового волокна. В результате были получены образцы в форме прямоугольных штапиков с размерами  $5 \times 5 \times 45 \text{ мм}^3$  и пористостью около 30 %. В данной работе исследовали микроструктуру и фазовый состав полученных материалов.

В ходе исследования было обнаружено, что спеченный материал состоит в основном из фаз  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ ,  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ ,  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ , содержание которых сопоставимо. Кроме того, обнаружено небольшое количество  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и SiC. Повышение температуры отжига с 1220 °C до 1320°C приводит к увеличению доли фазы  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  и уменьшению доли как  $\alpha\text{-}$ , так и  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ . Содержание фаз  $\alpha\text{-}$  и  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  максимально при 1220°C. С увеличением температуры спекания содержание фазы  $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$  уменьшается быстрее, чем  $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ . Увеличение содержания  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  свидетельствует о прохождении окислительной реакции, в ходе которой фаза  $\text{Si}_3\text{N}_4$  реагирует с кислородом и образуется фаза  $\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$ .

Микроструктура и пористость спеченных образцов однородны по объему. В образце с добавлением графита микроструктура, напротив, неоднородна по поперечному сечению. В области у края поперечного сечения образца форма частиц  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  равноосная с линейным размером до 10 мкм, в то время, как в центральной части сечения встречаются участки, в которых  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{Si}_2\text{N}_2\text{O}$  присутствуют в виде тонких волокон толщиной менее 0,2 мкм и длиной до 50 мкм.

## Литература

1. Ковалевская А.В. / Разработка процесса получения композиционного порошка  $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$  методом СВС и создание на его основе конструкционной керамики повышенной прочности. //Дисс.канд.техн.наук. –Минск: БР НПО ПМ. -1993. -209 с.
2. Касмамытов Н.К. / Утилизация отходов кремниевого производства: технология, керамика, структура, свойства, применение. // Бишкек: Белек-принт. - 2010.-236 с.

# ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ И ТЕРМО-ЭДС НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СПЛАВА $\text{Na}_{0,1}\text{Cu}_{1,9}\text{S}$

Ишембетов Р.Х., Балапанов М.Х., Ишембетов И.Р., Якшибаев Р.А.

*Башкирский государственный университет, г. Уфа*  
ishenbetovrk@rambler.ru

В настоящее время разработке и исследованию новых высокоэффективных термоэлектрических материалов в научном мире уделяется большое внимание, о чем можно судить по сильно возросшему в последнее десятилетие количеству публикаций в этой области. Современные стратегии поиска и синтеза перспективных термоэлектриков основаны на квантовой теории твердого тела и последних достижениях нанотехнологий [1]. В большинстве современных исследований для получения высокоэффективных термоэлектриков в той или иной мере используют нанотехнологии и различные методы наноструктурирования. С целью повышения термоэлектрической эффективности материалов применялось легирование, был синтезирован ряд твердых растворов на основе сульфида меди составов. Бинарное соединение  $\text{Na}_{0,1}\text{Cu}_{1,9}\text{S}$  было приготовлено методом высокотемпературного ампульного синтеза спеканием элементарных компонентов в вакуумированных до давления  $\sim 10^{-3}$  Па пирексовых ампулах. Для получения порошка с наноразмерными частицами была создана установка, основанная на электрогидравлическом эффекте. Из фракции полученного порошка со средним размером зерен около 50-100 нм были спрессованы образцы для исследования электрофизических свойств. Как альтернативный метод, для получения нанопорошка использовался и метод седиментации.

Образцы для измерений термо-э.д.с., электропроводности и теплопроводности получали холодным прессованием из порошка. Применялось сухое прессование мелкого порошка, полученного в ступке, в пресс-форме из нержавеющей стали при давлении 2-5 т/см<sup>2</sup>. Образцы для измерений коэффициента термо-э.д.с. и электропроводности имели форму параллелепипеда с размерами 2,5×0,5×0,3 см. Для измерений теплопроводности таблетки прессовали из мелкого порошка, полученного в ступке, диаметром 1 см и толщиной 3-6 мм. Спрессованные таблетки подвергались отжигу при 300-400 °С в течение 6-8 часов в атмосфере аргона. Для измерений электропроводности суперионных полупроводниковых сплавов использовался четырехзондовый метод. Для исключения влияния температуры измерения проводились в двух направлениях. Чтобы исключить окисление образца и деталей установки при высоких температурах, все измерения проводились в кварцевой трубке, заполненной осушенным аргоном. Электронную термо-э.дс  $\Delta U_e$  образца измеряли между двумя точечными электронными зондами, которыми служили хромелевые ветви термопар в отсутствие тока через образец. Контроль постоянства химического состава и равновесного состояния образцов во время измерений проводился по ЭДС электрохимической ячейки  $\text{Cu}/\text{CuBr}/\text{образец}/\text{Pt}$ . Для измерений теплопроводности готовили таблетки диаметром 1 см и толщиной 3-5 мм. Измерения проводили абсолютным компенсационным методом, компенсация тепловых потерь в котором осуществляется специальным нагревателем и контролируется поверхностной дифференциальной термопарой.

Выполнены измерения температурных зависимостей коэффициента термо-э.дс, электропроводности и теплопроводности полученных материалов, на основе которых сделана оценка их термоэлектрической эффективности.

## Литература

1. J. Snyder and E. S. Toberer. Complex thermoelectric materials. // Nat. Mater., 2008, V.7. P.105–114.
2. Чеботин В.Н., Перфильев М.В. Электрохимия твердых электролитов. М.: Химия. 1978. 312 с.

# ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КИНЕТИКУ ИЗМЕНЕНИЯ ТВЕРДОСТИ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛУМАГНИТОТВЕРДОЙ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЭП 836 ВД

Нурисламов А.Х., Кабиров Р.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*

*Kabirovr@imsp.ru*

Значительное увеличение к.п.д. высокоскоростных гистерезисных двигателей видится в использовании 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 недостаточно удовлетворяют требованиям. Перспектива видится в использовании нового класса высокопрочных материалов - мартенситно-старееющих 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 является деформационно-термическая обработка заготовок после закалки, приводящей к формированию мелкозернистой структуры. Поведение мартенситно-старееющих сталей при пластической деформации иное, чем углеродистых сталей. Повышение прочности и твердости закаленных или отпущенных углеродистых сталей при деформации происходит нелинейно. Этот прирост велик при небольших обжатиях, а при больших оказывается меньше. В целом углеродистые стали упрочняются в несколько раз сильнее, чем мартенситно-старееющие стали, деформированные в мартенситном состоянии. Для мартенситно-старееющих сталей характерен малый коэффициент упрочнения мартенсита и предварительная деформация мартенсита с высокими степенями не приводит к значительному приросту прочности и твердости сталей после старения. При этом вопрос исследования влияния предварительной деформации мартенситно-старееющих сталей на магнитные характеристики остается малоисследованным.

Изменяя режимы деформационно-термической обработки возможно создание регламентированных механических и магнитных свойств этих материалов.

Наилучшими прочностными характеристиками обладают мартенситностарееющие стали, легированные тугоплавкими металлами, такими как W, Mo. В термообработанном состоянии механические характеристики таких сталей может достигать,  $\sigma_{0,2}$  - 2000 Мпа,  $\sigma_B$  - 2100 Мпа,  $\delta$  - 5% при твердости 52 HRC.

Целью данной работы является изучение влияния предварительной НТМО на твердость и магнитные характеристики полумагнитотвердой мартенситно-старееющей стали ЭП 836

**Выводы:** Изучено влияние предварительной деформационно термической обработки на твердость и магнитные характеристики полумагнитотвердой мартенситно-старееющей стали ЭП 836. Показано, что холодная пластическая деформация активизирует процессы старения в низкотемпературной области (250°C). Повышение температуры до 500°C нивелирует упрочнение. При этом коэрцитивная сила повышается в 1.5 раза и доходит до 3,5кА/м, а остаточная индукция 0,9 Тл, что позволяет предложить использование данной стали в качестве материала для роторов гистерезисных двигателей.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ОДНОРОДНОСТЬ ТЕКСТУРЫ В ВТСП КЕРАМИКЕ Y123

Имаев М.Ф.<sup>1</sup>, Кабирова Д.Б.<sup>1</sup>, Павлова В.В.<sup>1,2</sup>

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

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

dilara@imsp.ru

Горячее кручение под квазигидростатическим давлением (КГД) является эффективным методом получения острой текстуры и высокой плотности центров пиннинга магнитного потока в ВТСП керамиках [1, 2]. Таким методом были получены высокие значения энергии пиннинга магнитного потока и плотности критического тока [2]. Между тем, в силу того, что при КГД степень деформации и значение гидростатического давления зависят от расстояния до центра образца, следует ожидать неоднородность структуры и сверхпроводящих свойств. Однородность микроstructures и текстуры ВТСП образцов, полученных КГД, исследована недостаточно.

Известно, что основным механизмом формирования базисной текстуры в керамике  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  (Y123) является укладка зерен пластинчатой формы в жидкой межзеренной пленке [1]. Жидкость появляется в результате двух эвтектических  $e_1/e_2$  ( $\sim 900^\circ\text{C}$ ) и двух перитектических  $p_1$  ( $\sim 930^\circ\text{C}$ ) и  $m_1$  ( $\sim 1000^\circ\text{C}$ ) реакций. В этой связи представляет интерес исследовать влияние температуры деформации ( $T_d$ ), которая, в свою очередь, определяет количество жидкости в образце, на уровень и однородность микроstructures, текстуры и фазового состава. Целью данной работы было исследовать методами EBSD и EDS картирования распределение по образцу базисной компоненты текстуры, среднего размера зерен матричной фазы Y123 и частиц вторичных фаз. Были исследованы два образца, полученные КГД при  $T_d=950^\circ\text{C}$  и  $T_d=1008^\circ\text{C}$ , для которых степень ориентации базисных плоскостей (фактор Лотгеринга) составлял 0,95 и 0,97, соответственно. Установлено, что оба образца неоднородные по структуре. По характеру распределения гидростатического давления и структуры в образцах можно выделить три области: 1) область 1 (внутренняя часть образца) с высоким значением гидростатического давления; 2) область 2 (средняя часть образца) со средним значением гидростатического давления и 3) область 3 (периферия образца) с низким значением гидростатического давления. Оба образца демонстрируют максимальную текстуру в области 2, в областях 2 и 3 текстура слабее. Размер зерен меняется более сложным образом, однако у обоих образцов в области 3 средний размер зерен выше. Из вторичных фаз обнаружены только  $Y_2BaCuO_5$  и  $Cu_xO$  и их распределение также неравномерное. Суммарное количество вторичных фаз минимально в области 1 и соответствует таковому для недеформированного образца. Наибольшее количество вторичных фаз наблюдается в области 3. Обсуждаются причины микроstructuresной и фазовой неоднородности. Анализ полученных данных свидетельствует о том, что деформация при  $T_d = 950^\circ\text{C}$  позволяет получить не только более острую среднюю текстуру, но и наиболее широкую область 2 образца.

### Литература

- [1] Imayev M.F., Kabirova D.B., Dementyev A.V. The effect of deformation temperature on the microstructure and texture in  $YBa_2Cu_3O_{7-x}$  ceramics processed by torsion under pressure // In: New Research on YBCO Superconductors, Ed. David M. Friedman. New York: NOVA Publishers, 2008. P. 235-252.
- [2] Imayev M.F., Daminov R.R., Reissner M., Steiner W., Makarova M.V., Kazin P.E. Microstructure, texture and superconducting properties of Bi2212 ceramics, deformed by torsion under pressure // Physica C. 2007. Vol. 467. P. 14-26.



# СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61 С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ НА ОСНОВЕ TiAl

Камалетдинова Р.Р.<sup>1,2</sup>, Галиева Э.В.<sup>1</sup>, Лутфуллин Р.Я.<sup>1</sup>,  
Мухаметрахимов М.Х.<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  
Galieva\_elvina\_v@mail.ru

Методом расчетного и физического моделирования было показано, что сваркой давлением возможно получение ТФС никелевого сплава ЭК61 с интерметаллидным сплавом на основе TiAl через прослойку из мелкозернистого титанового сплава ВТ6 [1,2].

В настоящей работе исследовано формирование твердофазного соединения (ТФС) при сварке давлением ультрамелкозернистого (УМЗ) никелевого сплава ЭК61 с интерметаллидным сплавом на основе TiAl в условиях низкотемпературной сверхпластичности (СП) УМЗ сплава ЭК61. Образцы соединяли через прослойки из титанового сплава ВТ6 и ниобия.

Сварку давлением проводили при температуре 750 °С на установке типа ИМАШ 20-78. Расчётным моделированием было показано, что наиболее благоприятные условия для активации и схватывания создаются в случае профилирования свариваемой поверхности прослойки или образца [1].

По результатам экспериментов установлено, что в процессе сварки давлением происходит активное схватывание, с образованием металлических связей, при этом в зоне соединения наблюдали образование хрупких частиц [2]. Такие же эксперименты по сварке давлением были проведены с использованием ниобиевой прослойки. Микроструктурные исследования показали, что в зоне соединения со стороны никелевого сплава, наблюдается обедненная зона по основным легирующим элементам, таким как Fe, Cr глубиной до 3 мкм. Со стороны интерметаллидного сплава на основе TiAl также возникают обедненные зоны глубиной до 4 мкм, но по Ti и Al. Таким образом, сваркой давлением при температуре 750 °С успешно достигнуто ТФС никелевого сплава ЭК61 с интерметаллидным сплавом на основе TiAl с использованием промежуточных прослоек из титанового сплава ВТ6 и ниобия.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 14-08-97061 p\_поволжье\_a*

## Литература

1. Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А., Мухаметрахимов М.Х., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В. Сварка давлением интерметаллидного сплава на основе TiAl с никелевым сплавом ЭК51 через прослойку из титанового сплава ВТ6 // Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент. Материалы VI международной научно-инновационной молодежной конференции. 2015. С.185.
2. Галиева Э.В., Ахунова А.Х., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А., Дмитриев С.В.. Математическое моделирование сварки давлением интерметаллидного сплава на основе TiAl с никелевым сплавом ЭК51 через прослойку из титанового сплава ВТ6 // Современные твердофазные технологии: теория, практика и инновационный менеджмент. Материалы VI международной научно-инновационной молодежной конференции. 2015. С.381.

## ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ПРОГРЕВА РАБОЧЕГО РАСТВОРА НА КАЧЕСТВО ИММОБИЛИЗАЦИИ МОЛЕКУЛ ДНК

Каримов Р. Р., Акбутин Г. Д., Шарипов Т. И.

Бакирский государственный университет, Уфа  
karust25@mail.com

Визуализация молекул ДНК стала возможной с использованием методов сканирующей микроскопии (СЗМ). Для успешного исследования ДНК с помощью СЗМ необходимо иметь гладкую подложку и адсорбировать на нее исследуемые молекулы [1].

Мы приготовили два рабочих раствора – молекулы ДНК в бидистиллированной деионизованной воде – которые отличались длительностью прогрева. Сразу после прогрева каждый рабочий раствор нанесли на поверхность свежего скола слюды и исследовали с помощью атомно-силовой микроскопии в режиме tapping mode.

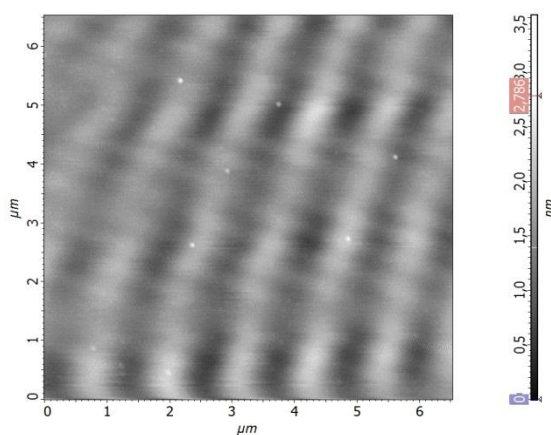


Рис.1. АСМ-изображение молекул ДНК, иммобилизованных на слюде из рабочего раствора с временем прогрева 50 сек.

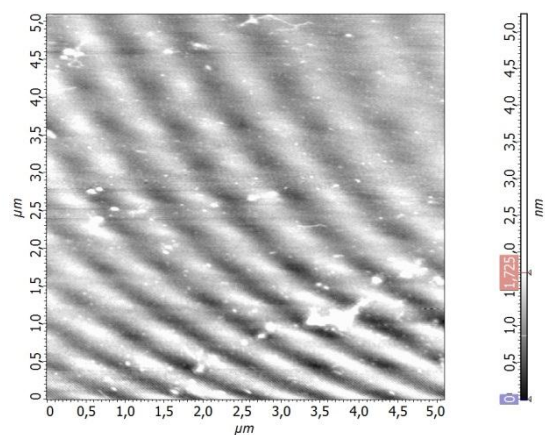


Рис.2. АСМ-изображение молекул ДНК, иммобилизованных на слюде из рабочего раствора с временем прогрева 90 сек

На Рис.1 мы наблюдаем преимущественно круглые белые пятна, которые являются свернувшимися молекулами ДНК (глобулами). На основании наблюдений можно предположить, что глобулы, приведенные на рис.1 являются продуктом макромолекул ДНК и представляют собой частицы высокой плотности, в которых отдельные участки молекулы закручены в тороидальные структуры. Исходя из этого, можно сделать вывод, что длительность прогрева была не достаточной для денатурации. На Рис.2 не наблюдается глобул, но отчетливо видны нити ДНК. Следовательно, процесс денатурации прошел успешно.

### Литература

1. М. О. Галлямов, И. В. Яминский, Сканирующая зондовая микроскопия нуклеиновых кислот, учебное пособие, МГУ, М.: 1998.- 26с.

## ПОЛУЧЕНИЕ НАНО- И МИКРОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК АМОРФНОГО И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ

Макаров В.П., Касмамытов Н.К., Паров С.В.

*Кыргызско-Российский Славянский университет им. Б.Н. Ельцина, г. Бишкек,  
Кыргызская Республика  
nurkas@mail.ru, makarov44@rambler.ru*

Использование пленок кремния в качестве солнечного элемента является одним из направлений работы ученых Кыргызстана. Нами получены однородные по толщине пленки аморфного кремния (толщина пленок 0,1 – 3 мкм) магнетронным методом напыления, который был разработан и создан нами [1]. В представленной работе рассматривается возможность получения пленок поликристаллического кремния на основе пленок аморфного кремния за счет направленной тепловой обработки аморфного слоя. Также рассмотрено влияние подслоя (подпыла) никеля и титана на процесс кристаллизации аморфного кремния [2].

Получение пленок аморфного кремния различной толщины магнетронным напылением производилось в одинаковых условиях без нарушения вакуума ( $P=1,01 \cdot 10^{-2}$  Па) за счет перемещения заслонки в рабочем объеме, регулирующей толщину напыляемого слоя. Это манипуляция с заслонкой, отсекающей поток ионов кремния, и контроль времени напыления позволил однозначно судить о результатах проведенного эксперимента.

После получения пленки аморфного кремния подвергали комплексному изучению структурных и морфологических характеристик в сканирующем электронном микроскопе BS-300, оптическом микроскопе Микро 201-01, рентгеновском дифрактометре с электронной записью результатов. Измерение толщины получаемых пленок проводили на сканирующем электронном микроскопе BS-300.

Для активации процесса кристаллизации и создания контактного электрода на поверхность подложки предварительно напылялся тонкий слой металла (*Ni*, *Ti*), так называемый подпыл (0.05 – 0.1 мкм), поверх него кремний до 1-3 мкм. Как известно, эти металлы служат активными кристаллизаторами. Полученный таким образом слой пленки аморфного кремния помещали в нагревательное устройство, которое позволяло в условиях высокого вакуума ( $P=1,01 \cdot 10^{-2}$  Па) производить контролируемый нагрев до  $T = 200 - 700^\circ\text{C}$ . Такие параметры: как время термообработки, ток накала, давление вакуума и температура кристаллизации были оптимизированы на базе статистического множества проведенных экспериментов. Контроль температуры и времени нагрева ( $t=10 - 50$  мин.) позволял наглядно проследить за изменениями, происходящими в пленках и получить температурные и временные параметры этого изменения с использованием оптического, электронно-микроскопического и рентгеноструктурного анализов.

Таким образом, путём термического воздействия на аморфную плёнку кремния была получена поликристаллическая пленка кремния с размерами кристаллитов до 50 – 100 мкм. Установлены температуры, при которых происходит полная поверхностная кристаллизация. В докладе будут подробно представлены разработанная методика напыления и результаты исследования.

### Литература

1. Н.К. Касмамытов, А.Ж. Календеров, В.П. Макаров, С.С. Великасов. Преимущества и достоинства магнетронного метода напыления для кремниевых плёнок// Бишкек: ИФТПИМ НАН КР, Научный журнал «Физика». – 2013. - №2. -123-136.
2. Н.К. Касмамытов, В.П. Макаров, А.Ж. Календеров. Влияние термообработки на микроструктуру ультратонких напыленных кремниевых плёнок./ X-Международная конференция (Иссык-Кульская международная летняя школа по радиационной физике). Сборник докладов.// г. Бишкек-Барскоон. - 2013. - С.193-199.

# ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ ОТФОРМОВАННЫХ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ КРЕМНИЯ В АТМОСФЕРЕ АЗОТА

<sup>1</sup>Касмамытов Н.К., <sup>2</sup>Сатаев Л.О., <sup>1</sup>Кайрыев Н.Ж.

*1-Институт физико-технических проблем и материаловедения НАН КР, г. Бишкек, Кыргызская Республика*

*2 –Кыргызский государственный университет им. И. Арабаева  
nurkas@mail.ru*

Для разработки конкретных керамокомпозиционных изделий (определённой конфигурации, размеров, толщины стенок изделия и др.) на основе нитрида кремния, применяемых на практике в промышленном секторе, требуется теоретически изучать процессы, протекающие при реакционном спекании ультрадисперсных порошков кремния в среде азота с целью выявления оптимальных условий и режимов реакционного спекания.

В связи с этим были разработаны как одномерная так и двухмерная модели реакционного азотирования кристаллического кремния. На основе этих моделей проведены численные расчёты процессов реакционного спекания отформованных ультрадисперсных порошков кремния в среде азота, что позволило существенно сократить дорогостоящий эксперимент при разработке и оптимизации технологии получения нитридокремниевых изделий, применяемых на практике.

Например, для описания характеристик нагрева и реакционного спекания пористого кремниевого изделия в среде азота используются нестационарные уравнения теплопроводности (1) и непрерывности газа (2) в кремниевом образце, и уравнение, описывающее кинетику реакции кремния с азотом (3):

$$(\rho c)_{\text{eff}} \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \lambda_{\text{eff}} \frac{\partial T}{\partial r} \right) + Q \cdot \dot{n} \quad (1); \quad \frac{\partial n}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r D_{\text{eff}} \frac{\partial n}{\partial r} \right) + \dot{n} \quad (2)$$

$$\frac{dn_{\text{Si}}}{dt} = -k_r n_{\text{Si}} \quad (3)$$

В докладе будут обсуждены результаты численного моделирования, в частности:

- эволюция изменения концентраций, как атомов кремния, так и азота;
- скорости изменения их концентраций за счёт вступления в реакцию кремния и азота с образованием нитрида кремния;
- радиальные распределения температуры от оси цилиндрического образца до его боковой поверхности при различных температурах изотермической выдержки и её продолжительности (режимах синтеза);
- радиальные распределения концентраций азота и кремния в изделии и скорости их изменения в процессе реакционного синтеза.
- эволюция парциального давления азота в различных местах изделия (от центра до поверхности изделия). Зависимости времени реакционного синтеза кремниевого изделия с азотом от давления и температуры азота

Для численного расчёта реакционного азотирования кристаллического кремния в среде азота в одномерной и двумерной моделях использовались данные (различные параметры), которые были взяты из собственных экспериментов, полученных в работах [1].

## Литература

1. Касмамытов Н.К., Макаров В.П. Утилизация отходов кремниевого производства. – Бишкек: ИФТПиМ, 2010. –236 с.

## ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Кашаев Р.М, Нагимов М.И., Хуснуллин А.М.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
rishat@kashaev.ru

При линейной сварке трением две подлежащие сварке заготовки закрепляют в зажимных устройствах сварочной машины и прижимают друг к другу свариваемыми поверхностями с определенным усилием. Одна из заготовок неподвижна, а другой сообщают возвратно-поступательное движение (вибрацию) определенной частоты и амплитуды. В процессе трения в условиях плотного контакта происходит интенсивный разогрев приконтактных слоев материала обеих заготовок, сопротивление деформации металла резко снижается, и пластичный материал выдавливается из стыка с образованием грата. По достижении необходимой степени осадки вибрацию останавливают, генерация тепла прекращается, происходит окончательное формирование твердофазного соединения. Вследствие интенсивной пластической деформации в процессе линейной сварки трением шов имеет микрокристаллическую структуру с высокими механическими свойствами.

Линейная сварка трением перспективна для изготовления нового поколения блисков (моноколес) газотурбинных двигателей (ГТД), то есть дисков, выполненных как одно целое с лопатками. В настоящее время Уфимское моторостроительное производственное объединение разрабатывает инновационную технологию линейной сварки трением лопаток с диском из титановых сплавов применительно к ротору компрессора ГТД. В процессе работы сварное соединение воспринимает воздействие различных силовых факторов. На первое место по силе влияния следует поставить циклический характер нагрузок. С другой стороны, опыт эксплуатации ГТД показывает, что появления случайных металлургических, технологических или эксплуатационных острых дефектов, приводящих к возникновению трещин, избежать не удастся. Способность сопротивляться развитию трещины соединений, выполненных сваркой трением, имеет большое значение для обеспечения живучести таких конструкций. Поэтому, характеристики циклической трещиностойкости используются при проектировании, а также при эксплуатации ответственных деталей и узлов ГТД.

В работе представлены результаты исследований циклической трещиностойкости как титанового сплава Ti-6Al-4V с различной микроструктурой: крупнозернистой пластинчатой, мелкозернистой глобулярной и бимодальной; так и его соединений, полученных линейной сваркой трением на лабораторной установке ИПСМ РАН. Испытания на трещиностойкость были проведены по схеме трехточечного изгиба на сервогидравлической испытательной машине Schenck при комнатной температуре с частотой нагружения  $f=7$  Гц при синусоидальной форме нагружения с коэффициентом асимметрии цикла  $R=0,2$ .

Сравнение полученных кинетических диаграмм скорости роста усталостных трещин позволяет заключить, что циклическая прочность сварных соединений находится на уровне или превышает значения основного металла.

Обсуждается связь высокой трещиностойкости сварного соединения с его структурными особенностями.

## ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК Се И Fe НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg

Кищик А.А., Лобачев В.В., Михайловская А.В., Портной В.К.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия  
aza-357@rambler.ru

Сплавы системы Al-Mg имеют удовлетворительные показатели сверхпластичности: при оптимальной скорости деформации порядка  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , например, у сплавов типа AA5083, которые сейчас активно используются для сверхпластической формовки, относительное удлинение до 250%. Повышение оптимальной скорости деформации и повышение удлинения возможно реализовать при измельчении зерна ниже 10 мкм.

Сплавы легировали добавками Се и Fe (сплав 1) для получения частиц второй фазы со средним размером около 1 мкм, а так же Zr (сплав 2) и совместно Zr, Mn, Cr (сплав 3) для создания дисперсоидов размером 30-50 нм. Минимальный размер зерна в исследованных сплавах после рекристаллизационного отжига при 0,97 от  $T_{пл}$ , имитирующего микроструктуру перед началом сверхпластической деформации, составил 7 мкм.

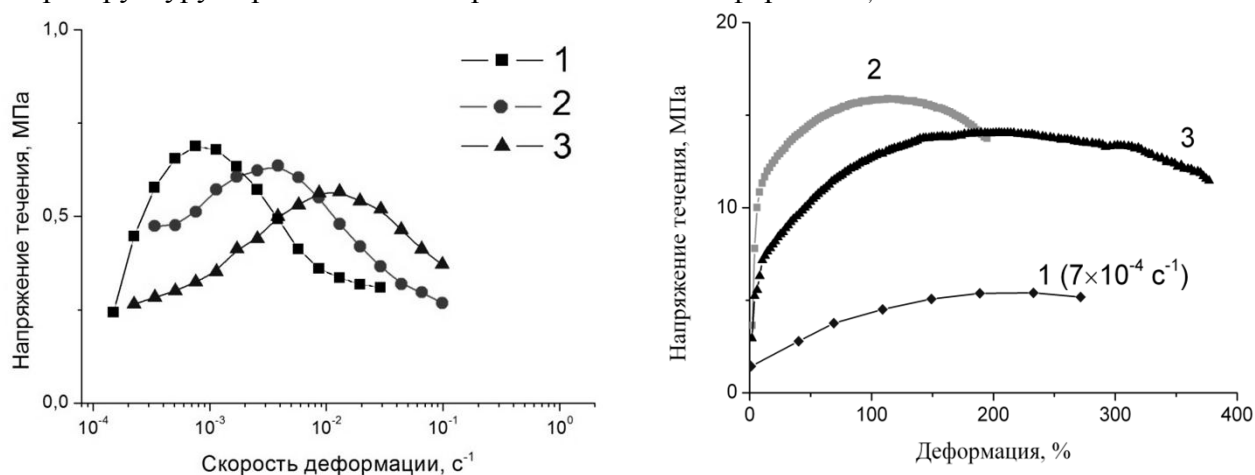


Рис.1 - Зависимость показателя  $m$  (а) от скорости деформации и кривые растяжения листов исследуемых сплавов при скорости деформации  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  (б)

По результатам определения показателей сверхпластичности сплавов со средним размером зерна 7 мкм из рис. 1б видно, что снижается напряжение течения и увеличиваются скорости деформации (рис.1а, б). Сплавы имеют относительное удлинение до 400 % при скорости  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  (рис. 1б).

Механические свойства холоднокатаных листов до и после испытаний на коррозионную стойкость по стандарту ASTM G 110 – 92 приведены в табл. 1. Наблюдается незначительное потемнение поверхности, нет растрескивания и расслаивания образцов.

Таблица 1 – Механические свойства сплавов до и после испытаний на коррозионную стойкость.

| Сплав | До испытаний на коррозионную стойкость |            |          | После испытаний на коррозионную стойкость |            |          |
|-------|--|------------|----------|---|------------|----------|
|       | $\sigma_{0,2}$                         | $\sigma_B$ | $\delta$ | $\sigma_{0,2}$                            | $\sigma_B$ | $\delta$ |
| 7     | 400                                    | 430        | 4        | 400                                       | 420        | 3        |
| 8     | 395                                    | 410        | 1        | 405                                       | 425        | 1,5      |
| E     | 470                                    | 490        | 2        | 455                                       | 470        | 1        |

# ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg В ПРОЦЕССЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ОСАДКИ

Кищик М.С.<sup>1</sup>, Портной В.К., Михайловская А.В.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
tanais61@bk.ru

На сегодняшний день сплавы типа магналий широко используются в авиа и машиностроении благодаря своему уникальному комплексу свойств. Одним из основных параметров, влияющих на свойства конечных изделий, является микроструктура материала, формирующаяся в процессе термического и термомеханического воздействия.

Эффективным способом получения мелкозернистой структуры является интенсивная пластическая деформация (ИПД) [1]. Основными преимуществами ИПД является получение ультрамелкозернистой структуры с преимущественно высокоугловыми границами, однородность во всём объёме материала и, как следствие, отсутствие анизотропии свойств и сохранение исходной геометрии и механических повреждений, несмотря на высокую деформацию [2].

Всесторонняя изотермическая ковка (ВИК) позволяет получать ультрамелкозернистую структуру в массивных образцах. Основной идеей данной обработки является многократное повторение операции ковки с постоянной сменной оси деформации что, позволяет возвращаться к исходным размерам в конце цикла (рисунок 1).

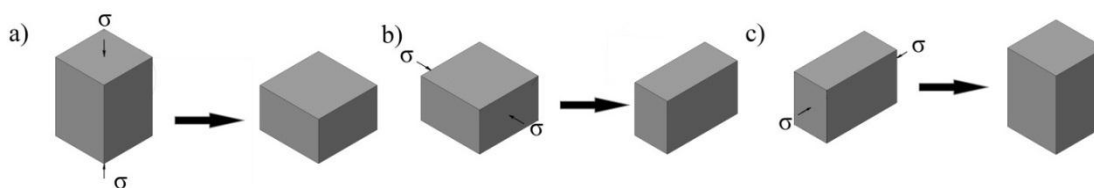


Рис.1. Принципиальная схема всесторонней изотермической осадки, разделенная на 3 этапа: а, b и с

Целью работы является исследование влияния интенсивной пластической деформации и последующей термомеханической обработки на структуру промышленного алюминиевого сплава 1565ч.

В работе проведен анализ эволюции структуры сплава системы Al-Mg после всесторонней изотермической осадки в интервале температур 200 – 500 °С и степени деформации 0,5–7,5. Выявлено формирование ультрамелкозернистой структуры с зерном 10 мкм в сплаве 1565Ч после всесторонней изотермической осадки при 500 °С. Показано, что при более низких температурах вплоть до 200 °С в процессе изотермической всесторонней осадки формируются полосы деформации, плотность которых нарастает с увеличением степени деформации, что при последующем рекристаллизационном отжиге приводит к измельчению зерна до 5 мкм.

## Литература

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.
2. Некрасова Т.В., Некрасова В.Н., Теория и технология получения наноструктурированных компактных материалов. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2013, 129 с.

# ПРИЧИНЫ НЕСТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ( $\alpha+\beta$ )- СПЛАВА VT22 В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ (УМЗ) СОСТОЯНИИ

Классман Е.Ю., Классман П.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
klassman@mail.ru

Изотермической прокаткой с большими степенями обжатия возможно сформировать УМЗ структуру непосредственно в процессе получения фольги или листа, избежав при этом глубокого газонасыщения поверхности [1]. В проведенных ранее работах выявлен факт естественного старения сплава, приводящей к потере сверхпластичности и ухудшению других эксплуатационных характеристик в изделиях [2].

Методы рентгеноструктурного анализа не позволяют идентифицировать выделившиеся по межфазным границам частицы. Из литературы известно, что даже в технически чистом титане в интервале температур 400 - 600 °С возможны образования сегрегаций имеющих в титане труднорастворимых примесей с последующим выделением дисперсных интерметаллидных фаз [3].

Происходящие при повышенных температурах и под действием напряжений диффузионные процессы могут привести к образованию микрообъемов с ярко выраженной концентрационной неоднородностью. В частности, при сварке титановых сплавов, благодаря повышенной диффузионной подвижности легирующих элементов на границах по сравнению с объемом зерна образование  $TiCr_2$  происходит вначале в пограничных зонах [4].

Вероятной причиной охрупчивания при длительном вылеживании УМЗ сплава VT22 является выделение интерметаллидных фаз в поле напряжений. В этой связи, при составлении химической карты распределения элементов с использованием метода растровой электронной микроскопии титанового сплава VT22, подвергнутого изотермической прокатке с последующей вылежкой при комнатной температуре и испытаниям на сверхпластичность (СП) было выявлено скопление по межфазным границам таких эвтектоидо образующих элементов как железо и хром.

## 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.
2. Классман Е.Ю. Нестабильность механических свойств листов сплава VT22 с УМЗ структурой // Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы: тезисы докладов открытой школы-конференции стран СНГ. 8-12 октября 2012г., г. Уфа: РИЦ БашГУ. 2012. С. 219.
3. Крюков И.И., Нестерова Е.В., Рыбин В.В., Рыбников А.И. Межзеренные выделения в технически чистом титане // Физика металлов и металловедение. Т. 52. Вып 4. 1981 г.
4. Хорев А.И. Влияние комплексного легирования на механические свойства сварных соединений и основного металла ( $\alpha+\beta$ )- и  $\beta$ -титановых сплавов // Технология машиностроения. 2007. №2. С. 29–34.



# ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА – ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ

Классман Е.Ю., Классман П.А., Лутфуллин Р.Я.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
klassman@mail.ru

Наноструктурирование металлического сплава обеспечивает ему уникальный комплекс прочностных и пластических свойств и, при этом, позволяет повысить технологичность обработки при дальнейшем формоизменении изделия за счет возможности реализации эффекта низкотемпературной сверхпластичности (СП). Традиционными методами получения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных полуфабрикатов являются равноканальное угловое прессование (РКУП) и изотермическая всесторонняя ковка с понижением температуры [1]. Полученные таким образом полуфабрикаты могут быть использованы для изготовления УМЗ листов, которые необходимы для получения легких и жестких конструкций, изготавливаемых, в частности сверхпластической формовкой (СПФ) [1]. Однако, при указанных технологических вариантах, изготовление УМЗ и наноструктурных листовых полуфабрикатов оказывается весьма трудоемким и экономически затратным, что существенно удорожает себестоимость полых изделий, изготавливаемых методом СПФ.

Для двухфазных титановых сплавов применение изотермической прокатки в режиме низкотемпературной СП обеспечивает наноструктурирование непосредственно в процессе получения фольги или листа, не прибегая к предварительным операциям деформационной обработки [2]. Для титанового сплава ВТ22, который традиционно применяется в крупнозернистом состоянии, а высокая прочность достигается за счет термической обработки, после измельчения зерен до УМЗ состояния наблюдали необычное повышение ударной вязкости при комнатной температуре, а при температурах в интервале 550-650 °С выявили проявление эффекта низкотемпературной СП [3].

Применение изотермической прокатки для алюминиевых сплавов в области криогенных температур при больших степенях деформации также приводит к их наноструктурированию. Для алюминиевого сплава Д16 после криогенной прокатки и дальнейшей термообработки удалось существенно повысить прочность этого материала [4].

## Литература

1. *Мулюков Р.Р., Имаев Р.М., Назаров А.А., и др.* Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: Эксперимент, теория, технологии. М.: Наука, 2014. С. 284.
2. *Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Классман П.А., Астанин В.В.* Перспектива изготовления наноструктурного листа из титанового сплава ВТ6 изотермической прокаткой // Перспективные материалы. 2013. №15. С. 66 – 69.
3. *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.
4. *Маркушев М.В.* Микроструктура и свойства алюминиевого сплава Д16, подвергнутого криогенной прокатке / М.В. Маркушев, Е.В. Автократова, И.Я. Казакулов, С.В. Крымский, М.Ю. Мочалова, М.Ю. Мурашкин, О.Ш. Ситдигов // Деформация и разрушение материалов. 2010. №4. С. 36 – 41.

# БИОДЕГРАДИРУЕМЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ БИОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРА/ФОСФАТА КАЛЬЦИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ 3D ПЕЧАТИ

**Климашина Е.С., Зуев Д.М., Евдокимов П.В., Путляев В.И.**

<sup>1</sup>Московский Государственный Университет имени М.В.Ломоносова, 119991, Москва,  
Ленинские горы, 1

klimashina@inorg.chem.msu.ru

Современная регенеративная медицина требует создания резорбируемых биологически активных материалов для костных имплантатов. Резорбироваться с достаточной для образования костной ткани скоростью могут фосфаты кальция с соотношением Ca/P  $\leq 1,5$ , например, трикальциевый, аморфные смешанно-анионные фосфаты<sup>1</sup>. Модификация имплантируемых материалов биополимерами, такими как поликапролактон (ПКЛ, PCL), полилактид (ПЛА, PLA), может значительно повысить скорость образования костной ткани *in vivo*. Необходимым требованием является наличие специфической макропористой архитектуры (остеокондуктивности) имплантата, создаваемой с помощью 3D-печати для биокomпозитов.

*Цель работы:* создание биологически активных макропористых композитов на основе фосфатов кальция и биополимеров, а также керамических имплантатов на основе смешанно-анионных фосфатов кальция с Ca/P не более 1,5.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Синтез порошков аморфных  $(Ca_9(PO_4)_6xH_2O, АФК)$  и аморфных смешанно-анионных  $(Ca_{3-x}(P_2O_7)_x(P_6O_{18})_{1-x}, x=0...1, саАФК)$  фосфатов кальция смешением растворов; синтез  $\beta$ -трикальциевого фосфата ( $\beta$ -ТКФ) твердофазным методом.
2. Получение композитного корда на основе термопластичного полимера (поли( $\epsilon$ -капролактон)а, поли(D,L-лактид)а) с различной степенью наполнения  $\beta$ -Ca<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>, который является резорбируемым фосфатом кальция (Ca/P  $\leq 1,5$ ).
3. Определение оптимальных параметров технологии 3D-печати макропористых периодических структур из композитных кордов для костной имплантации.
4. Модификация поверхности биокomпозита, улучшающая его взаимодействие со средой организма, путём увеличения шероховатости и площади поверхности для улучшения смачивания и адгезионных свойств.
5. Физико-химические исследования состава, структуры, свойств полученных образцов.

Для анализа полученных в работе материалов были применены следующие методы исследования: растровая электронная микроскопия (РЭМ), рентгеноспектральный микроанализ (РСМА), рентгенофазовый анализ (РФА), инфракрасная спектроскопия (ИКС), термогравиметрия и дифференциальный термический анализ (ТГ/ДТА), гранулометрия, анализ смачиваемости поверхности, атомно-силовая микроскопия поверхности (АСМ), механические испытания.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ 15-08-99597, 15-38-70047, 15-03-09387, при поддержке Гранта Президента РФ МК-8668.2016.8, а также при поддержке МГУ имени М.В.Ломоносова НМСУС №013-09/16.

## Литература

1. Ievlev V.M., Putlyaev V.I., Safronova T.V., Evdokimov P.V. Additive Technologies for Making Highly Permeable Inorganic Materials with Tailored Morphological Architectonics for Medicine // Inorganic Materials. 2015. T.51 №13. С.1297.

# MICROSTRUCTURE AND RESIDUAL STRESS IN TI-6AL-4V PARTS MADE BY DIFFERENT ADDITIVE MANUFACTURING TECHNIQUES

Konkova T. N.<sup>1,2</sup>, Rahimi S.<sup>1</sup>, Blackwell P. L.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Advanced Forming Research Centre (AFRC), University of Strathclyde, 85 Inchinnan Drive, Inchinnan, PA4 9LJ, United Kingdom*

<sup>2</sup>*Institute for metals superplasticity problems RAS, Khalturina street, 39, Ufa, 450001, Russian Federation*

konkova\_05@mail.ru; tatyana.konkova@strath.ac.uk; salah.rahimi@strath.ac.uk;  
paul.blackwell@strath.ac.uk

Additive manufacturing (AM) also known as solid free form fabrication or additive fabrication, additive layer manufacturing, direct digital manufacturing and 3D printing, is rapidly growing as an advanced manufacturing technology. At present, two major groups of AM techniques, namely powder bed fusion (PBF) and directed energy deposition (DED), are available. The AM techniques are classified based on the heat source used for the manufacturing process whether it is provided by laser, or an electron beam. Disregarding the AM manufacturing method, the material's mechanical properties, residual stress level and surface quality are the major limitations preventing the uptake of the technology to produce components for demanding engineering applications. The objective of this study is to obtain more in-depth knowledge of microstructure and residual stress developments in Ti-6Al-4V cylindrical parts made by different AM techniques, and compare the results with parts made through traditional manufacturing practices (i.e. Ti-6Al-4V\_ELI). For this purpose, direct comparisons are made between the microstructure and mechanical properties of the materials made by AM techniques and those made by a forging process route.

Five different components of the same material made through different manufacturing routes, including traditional forging and AM methods: electron beam melting (EBM), direct metal laser sintering (DMLS), and laser metal deposition (LMD), were analysed. These include microstructure characterisation and residual stress measurements by x-ray diffraction (XRD) and a hole-drilling technique based on electronic speckle pattern interferometry (ESPI). The material produced by AM techniques was compared with the mill-annealed condition of conventionally forged material.

A significant difference is found between the surface properties of the as-received AM materials. The laser-based techniques provided better surface quality (i.e. lower roughness) as oppose to the electron-beam technique. The nucleation of the initial  $\beta$ -grains during AM processes was found to be orientation dependant and not random; the oriented nucleation was more evident in EBM materials, as well as DMLS material. Grain nucleation and growth tend to occur in the direction of cooling which is dominant in the sample's longitudinal direction (i.e. normal to the additive layer plane). Material produced by EBM was found to be characterised by large initial  $\beta$ -grains elongated in the direction perpendicular to the additive layers. In contrast, almost equiaxed initial grains were found in DMLS material. The residual stress components measured by XRD on the finished surfaces of all AM samples, corresponding to the last layer of AM process, were found to be significantly compressive. The levels of residual stress components on the side surfaces of the EBM samples were found to be negligible, compared to those measured for the DMLS and LMD. Similarly to the XRD results, samples measured by ESPI based hole drilling exhibited a significantly high level of compressive residual stress on the top surfaces, then gradually reduce to stress free conditions after 150  $\mu\text{m}$  for all of the AM samples except LMD which reduced to stress free status after about 300  $\mu\text{m}$ .

## АНАЛИЗ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Корзников А.В., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н.

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

Получение в низкоуглеродистых малолегированных сталях ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры открывает уникальные возможности для улучшения комплекса механических свойств, а именно одновременного повышения прочности и хладостойкости. Но полученные в низкоуглеродистых сталях с УМЗ структуры отличаются повышенной неравновесностью, поэтому остается открытым вопрос о их термической стабильности.

Исходя из этого, целью данной работы явилось исследование термостабильности УМЗ низкоуглеродистых сталей с разным содержанием легирующих карбидообразующих элементов, полученных всесторонней изотермической ковкой.

Исследования проводились на двух низкоуглеродистых сталях 12ГБА и 05Г2МФБ, отличающихся в исходном до деформации состоянии средним размером зерен феррита и объемной долей перлита. При этом в стали 05Г2МФБ наряду с меньшим содержанием второй фазы присутствовали дополнительные карбидообразующие элементы, такие как молибден и ванадий.

Электронно-микроскопические исследования показали, что всесторонняя изотермическая ковка приводит к образованию УМЗ структуры равноосного типа со средним размером зерен/субзерен 0,4 мкм в обеих сталях. Размер карбидов не превышает 100 нм в обеих сталях. В сталях наблюдается наличие двухкомпонентной микротекстуры после деформации.

Показано, что в стали 12ГБА с УМЗ структурой вплоть до температуры 550°C протекают процессы статического возврата и средний размер зерен/субзерен остается постоянным. При температуре 600°C наблюдается только небольшой рост зерен/субзерен, а при температуре 650°C полностью протекает статическая рекристаллизация и образуется рекристаллизованная структура со средним размером зерен 4,1 мкм. В стали 05Г2МФБ УМЗ структура остается стабильной вплоть до 600°C. После отжига при температуре 625°C присутствуют как рекристаллизованные участки, так и участки, в которых протекают процессы статического возврата без роста зерен/субзерен. После отжига при 650°C также наблюдается формирование полностью рекристаллизованной структуры со средним размером зерен 2,9 мкм.

Механические испытания во всех исследуемых состояниях подтверждают, что в стали 12ГБА протекают процессы статического возврата вплоть до температуры 600°C и происходит плавное снижение прочностных свойств с 980 МПа до 720 МПа и возрастание относительного удлинения после разрыва с 11% до 18%. Аналогичный снижение прочностных свойств наблюдается и в стали 05Г2МФБ, но только до температуры 625°C, при этом относительное удлинение после разрыва в образцах стали после отжига при 600°C и 625°C снижается на 3%. Электронно-микроскопические показали, что в стали 05Г2МФБ наблюдается выделение специальных карбидов на ряду с коагуляцией цементитных частиц.

Исследования термической стабильности путём проведения отжигов в течение одного часа с повышением температуры с 500°C до 700°C показали, что УМЗ структура стали 05Г2МФБ остается устойчивой вплоть до 600°C, то есть более термостабильна, чем УМЗ структура стали 12ГБА.

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХОДЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ ЛАТУНИ Л70

Корзникова Г.Ф.<sup>1</sup>, Конькова Т.Н.<sup>1</sup>, Миронов С.Ю.<sup>2</sup>, Корзников А.В.<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. А.А. Байкова, Москва, Россия*

<sup>4</sup>*Институт физики твердого тела, Москва, Россия*

korznikova@anrb.ru

В настоящей работе исследовался процесс формирования микроструктуры и кристаллографической текстуры в ходе криогенной деформации материалов с низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ).

В качестве материала исследования использовалась латунь Л70. Высокое содержание цинка в этом материале (30%) обеспечивает одно из самых низких значений энергии дефекта упаковки среди конструкционных материалов (20 МДж/м<sup>2</sup>). Считается, что подвижность дислокаций в подобных материалах является низкой и, как следствие, пластическое течение сопровождается формированием деформационных полос и механическим двойникованием. Предполагалось, что криогенные условия деформации позволят существенно интенсифицировать данные процессы измельчения микроструктуры.

Формирование микроструктуры в ходе криогенной прокатки латуни Л70 исследовано посредством ориентационной микроскопии с использованием дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

Установлено, что эволюция зеренной структуры и формирование кристаллографической текстуры в значительной мере подобны процессам, протекающим при обычной холодной прокатке материалов с низкой энергией дефекта упаковки. В частности, зерна с кристаллографическими ориентировками близкими к  $\{112\}\langle 111\rangle$  (так называемая «текстура меди») и  $\{123\}\langle 634\rangle$  (так называемая «текстура S») подвергаются интенсивному механическому двойникованию и последующему образованию полос сдвига. В результате формируется ультрамелкозернистая микроструктура со средним размером зерен  $\sim 0,2$  мкм. С другой стороны, вследствие относительно низкого фактора Шмида, в зернах с кристаллографическими ориентировками близкими к  $\{110\}\langle 112\rangle$  (так называемая «текстура латуни») и  $\{110\}\langle 100\rangle$  (так называемая «текстура Госса») двойникование является подавленным. Как следствие, измельчение этих зерен затруднено, и, таким образом, формирующаяся микроструктура является очень неоднородной.

# СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И РОЛЬ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В МЕТАЛЛАХ

Корзникова Е.А.<sup>1</sup>, Фомин С.Ю.<sup>2</sup>, Бокий Д.И.<sup>3</sup>, Дмитриев С.В.<sup>1</sup>

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

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

<sup>3</sup>АО Атомпроект, Санкт-Петербург

elena.a.korznikova@gmail.com

Актуальным направлением во многих областях современной физики является изучение нелинейных, пространственно локализованных колебательных мод в бездефектных решетках - дискретных бризеров (ДБ) [1,2]. Согласно ряду экспериментальных исследований, ДБ могут существовать в различных видах физических систем, включая оптические, механические, электрические, атомные и др. [2]. Основным условием существования ДБ является нахождение его частоты вне фононного спектра кристалла. Это может быть реализовано двумя способами - частота ДБ должна лежать выше фононного спектра, либо в пределах его щели в случае наличия последней. В настоящее время имеется огромное количество работ по исследованию ДБ в различных материалах, в частности молекулярно-динамическому исследованию ДБ в кристаллах.

Начиная с работы [3], где впервые были успешно возбуждены подвижные ДБ в ГЦК Ni и ОЦК Nb, ведутся активные исследования ДБ в чистых металлах и упорядоченных сплавах.

Нужно отметить, что в чистых металлах, как и в любых моноатомных кристаллах могут быть реализованы только ДБ с жестким типом нелинейности и частотой выше фононного спектра. Подобные ДБ были обнаружены во многих металлах с различными типами кристаллической решетки. Нужно отметить что степень локализации, симметрия и подвижность ДБ зависят от способа инициации. В частности, для возбуждения ДБ может быть использован анцаз, накладываемый на ряд атомов в плотноупакованном ряду, либо реализация фононной моды с волновым вектором на границе первой Бриллюэна с последующим наложением колоколообразной функции.

В случае рассмотрения упорядоченного сплава с большой разницей масс атомов и достаточной шириной щели в спектре помимо ДБ с жестким типом нелинейности и частотой выше спектра легко могут быть возбуждены щелевые ДБ [4]. Щелевой ДБ локализован преимущественно на одном легком атоме и является немобильным. В отличие от него ДБ в упорядоченном сплаве с частотой выше фононного спектра локализован преимущественно на четырех-пяти легких атомах и может двигаться вдоль плотноупакованного ряда.

В докладе обсуждаются полученные за последние годы результаты исследований ДБ различного типа в металлах и сплавах, а также их возможная роль в эволюции структуры и свойств металлических материалов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-12-10175.

## Литература

1. Sievers A.J., Takeno S. Intrinsic Localized Modes in Anharmonic Crystals // Physical Review Letters. 1988. V. 61. P. 970.

2. Flach S., Gorbach A. Discrete breathers — Advances in theory and applications // Physics Reports. 2008. V. 467. P. 1-116.

3. Haas M et al. Prediction of high frequency intrinsic localized modes in Ni and Nb.. Phys. Rev. B 2011. V. 84 P. 144303

4. Медведев Н Н и др. О локализации энергии нелинейных и линейных колебаний атомов в модельной кристаллической решетке состава АЗВ Письма о материалах 2013. Т. 3 № 1, С. 34

# МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20

Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Герасименко С.Н.

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

Принцип многослойности широко используется в технике, в том числе для получения слоистых материалов. Перспективным методом изготовления слоистых материалов из проката титановых сплавов является сварка давлением в условиях сверхпластичности. В работах [1, 2] на примере титанового сплава ВТ6 показано, что слоистый материал обладает более высоким сопротивлением к ударному разрушению по сравнению с монолитным. Высокопрочные титановые сплавы типа ВТ20 занимают важное место среди конструкционных материалов, применяемых для изготовления элементов двигателя и планера самолетов. В представленной работе исследовано поведение при ударном нагружении слоистого материала из промышленного титанового сплава ВТ20.

Слоистый материал получали в виде плит размерами  $220 \times 105 \text{ мм}^2$ , состоящих из тринадцати листовых заготовок толщиной 0,8 мм. Сварку давлением пакета заготовок осуществляли в электрической печи ОКБ-8086, в вакууме 0,006 Па при температуре 950 °С. Для проведения механических испытаний на ударный изгиб из плит вырезали стандартные образцы с размерами  $10 \times 10 \times 55 \text{ мм}^3$  типа 1 по ГОСТ 9454-84. Образцы отличались расположением U-образного надреза относительно поверхностей соединения (рис. 1). В Р-образцах с «разветвляющимся» трещину расположением поверхностей соединения линия надреза располагалась перпендикулярно этим поверхностям соединения (рис. 1, а), в Т-образцах с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения линия надреза располагалась параллельно (рис. 1, б).

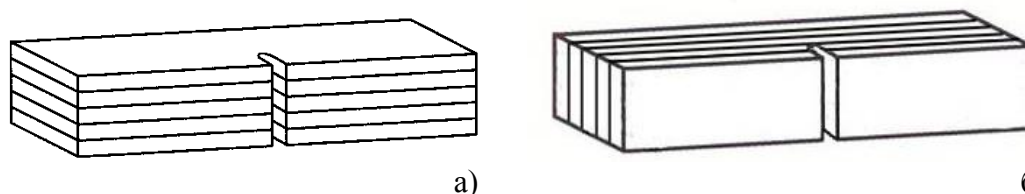


Рис. 1. Образцы для испытаний на ударный изгиб: Р-образец (а) и Т-образец (б).

Металлографический анализ образцов показал образование твердофазного соединения между листами, граница которого практически не выявляется из-за отсутствия характерных дефектов сварки. Только при больших увеличениях обнаружены единичные поры размером менее 1 мкм малой плотности распределения.

Выявлено, что значения ударной вязкости Р-образцов ( $KCU = 1,4 \text{ МДж/м}^2$ ) более чем в два раза выше Т-образцов ( $KCU = 0,6 \text{ МДж/м}^2$ ). При этом ударная вязкость монолитной плиты из сплава ВТ20 по ГОСТ 23755-79, как правило, составляет  $0,3 \text{ МДж/м}^2$ . Можно предположить, что такое существенное повышение сопротивления ударному разрушению обусловлено суммарным эффектом от многослойности и кристаллографической текстуры.

## Литература

1. Ganeeva A.A., Kruglov A.A., Lutfullin R.Ya. Layered material manufactured from titanium alloy Ti-6Al-4V // Rev. Adv. Mater. Sci. 2010. Vol. 25. P. 136–141.
2. Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Свойства слоистого композиционного материала и перспективы его использования // Деформация и разрушение материалов. 2011. № 7. С. 38–40.

# ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН, СОДЕРЖАЩИМ ПОРЫ В ТРОЙНЫХ СТЫКАХ

Кульков В.Г., Сыщиков А.А.

Филиал МЭИ в г. Волжском  
vikulov@yandex.ru

Рассматриваются сопряженные сегменты границ зерен, разделенные тройными стыками, в которых имеется цилиндрическая пора. Соседние сегменты границ образуют одинаковые углы по отношению к плоскости ориентации сдвигового напряжения, приложенного к системе. Нормальные компоненты напряжений изменяют знак при переходе через пору. На таких сегментах химический потенциал вакансий также имеет величины, одинаковые по модулю и различающиеся по знаку. Поэтому сегменты являются источниками и стоками зернограницных вакансий. Из решения системы уравнений диффузии для сегментов границ и для поры находится диффузионный поток вакансий, распределение их концентраций, а также скорость взаимного смещения зерен.

Задача имеет двумерный характер. Значения коэффициента диффузии различны для сегментов границы и для свободной поверхности поры. Диффузионные уравнения для сегментов и поры в стационарном режиме имеют вид:

$$D_1 \frac{d^2 C_1(x)}{dx^2} + g = 0, \quad D_2 \frac{d^2 C_2(x)}{dx^2} = 0. \quad (1)$$

$$\left. \frac{dC_1(x)}{dx} \right|_{x=0} = 0, \quad D_1 \left. \frac{dC_1(x)}{dx} \right|_{x=a} = D_2 \left. \frac{dC_2(x)}{dx} \right|_{x=a}, \quad C_1(x) \Big|_{x=a} = C_2(x) \Big|_{x=a}. \quad (2)$$

Здесь  $D_1$  и  $D_2$  – коэффициенты диффузии по границе зерен и по свободной поверхности,  $C_1(x)$  и  $C_2(x)$  – соответствующие концентрации неравновесных вакансий,  $g$  – плотность источника вакансий.

Учет подстройки напряжений [1] дает формулу:

$$2\sigma_n a z = 2 \int_0^a \sigma_n(x) dx. \quad (3)$$

Скорость смещения выражается через поток вакансий между сегментами. После нахождения концентрации вакансий из решения (1) – (2) находится выражение для скорости взаимного смещения зерен

$$v = \frac{3\sqrt{2}C_0\Omega^2 D_1 \delta}{akT \left( 3b \frac{D_1}{D_2} + a \right)} \sigma_n. \quad (4)$$

Здесь  $\sigma_n$  – нормальная на сегменте компонента напряжений,  $a$ ,  $b$  – геометрические параметры,  $\Omega$  – атомный объем,  $C_0$  – равновесная концентрация вакансий в границе,  $\delta$  – диффузионная ширина границы.

На основе описанной модели можно найти скорость проскальзывания при нагружении границы переменным напряжением. Между скоростью проскальзывания и напряжением в этом случае возникает фазовый сдвиг. Его величина определяет уровень внутреннего трения в системе.

## Литература

1. Турков С.К., Шермергор Т.Д. Влияние подстройки напряжений на высокотемпературный фон внутреннего трения. – ФТТ. – 1965, Т. 7, № 10. – С. 2952–2957.



# АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА МЕТОДИКИ РАСЧЕТА РЕЖИМА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ЭЛЛИПТИЧЕСКОЙ МЕМБРАНЫ

Курбанаев Р.Р., Еникеев Ф.У., Ганиева В.Р.

Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа  
kurb.ravil@gmail.com

Рассматривается математическая модель процесса деформирования эллиптической мембраны в состоянии сверхпластичности, построенная в рамках основных предположений безмоментной теории оболочек и принятия гипотезы о подобии девиаторов напряжений и скоростей деформаций. На основании результатов проведенного анализа предлагается автоматизированная система методики расчета закона подачи давления, обеспечивающего деформирование эллиптической мембраны с постоянной интенсивностью скоростей деформаций в наиболее опасном с точки зрения разрушения участке – полюсе купола.

Предполагается, что материал изотропен и несжимаем, а скорости деформации и ускорения малы, так что можно рассматривать уравнения равновесия вместо уравнений движения. Толщина листа достаточно мала, а деформации достаточно велики, так что можно пренебречь изгибными эффектами и пользоваться основными уравнениями безмоментной теории оболочек. Оболочка жестко закреплена по замкнутому эллиптическому контуру. На стадии свободной формовки (до касания листом стенок или дна матрицы) проекции срединной поверхности представляют собой окружности радиусов  $\rho_a$ ,  $\rho_b$ , соответственно (рис. 1).

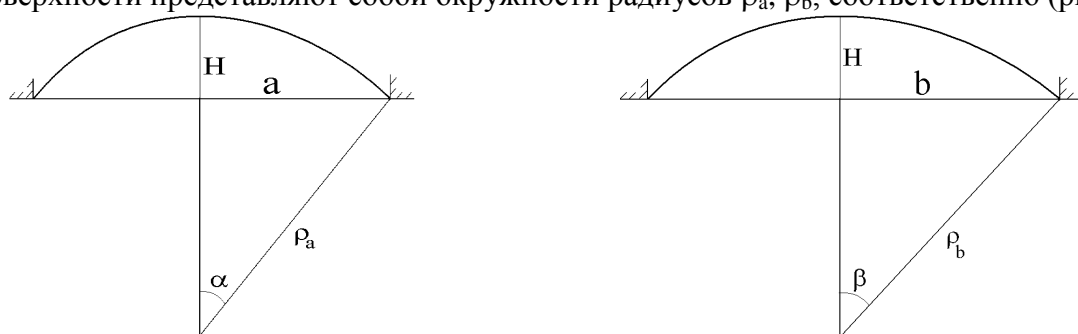


Рис. 1. Расчетная схема процесса свободного формообразования наполнителя:  $H$  – высота купола;  $\rho_a$ ,  $\rho_b$  – радиусы кривизны;  $a, b$  – полуоси эллиптической мембраны

В частных случаях формовки круглой и вытянутой прямоугольной мембраны предлагаемый подход приводит к выражениям, известным из литературы. Проведен теоретический анализ полученных выражений при различных значениях соотношения главных полуосей мембраны и установлено, в частности, что, по мере перехода от круглой мембраны к все более и более вытянутым давление газа снижается, а толщина купола в полюсе растет.

## Литература

1. Ганиева В.Р., Кутлуева А.И., Самойлова А.Ю., Еникеев Ф.У. Особенности тестовых формовок эллиптических мембран при постоянном давлении // Заводская лаборатория. Диагностика материалов 2011. №10. Том 77. С. 51-57.
2. Ганиева В.Р., Любимов А.С., Жеребцов Ю.В., Еникеев Ф.У. Методика расчета режима сверхпластической формовки эллиптической мембраны // Кузнечно-штамповочное производство
3. Chan K.C., Chow K.K. Analysis of hot limit strains of a superplastic 5083 aluminum alloy under biaxial tension // International Journal of Mechanical Sciences 2002, Vol. 44. P. 1467–1478.
4. Hwang Y.-M., Lay H.S., Huang J.C. Study on superplastic blow-forming of 8090 Al–Li sheets in an ellip-cylindrical closed-die // International Journal of Machine Tools & Manufacture 2002, Vol. 42. P. 1363–1372

## ВЛИЯНИЕ ГРАФИТОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ласанху К.А.<sup>1</sup>, Касмамытов Н.К.<sup>2</sup>

*Институт физико-технических проблем и материаловедения НАН КР г. Бишкек,  
Кыргызстан.<sup>1</sup>*

*Кыргызско-Российский Славянский университет им. Б.Н. Ельцина г. Бишкек, Кыргызстан.<sup>2</sup>  
MegaCom17@mail.ru*

В лаборатории порошковых материалов Института физико-технических проблем и материаловедения Национальной Академии наук Кыргызской Республики были разработаны технологии [1,2] получения nano- и ультраструктурированных композиционных материалов (КМ) на основе нитрида (КМ-1) и карбида кремния (КМ-2) с добавлением наполнителя из графитового волокна (ГВ). Для синтеза композиционных материалов использовались отходы кремниевого производства завода «Астра» пгт. Орловка. Для исследования химической устойчивости КМ в концентрированных кислотах и щелочах были изготовлены две партии опытных образцов КМ-1 и КМ-2 при двух температурных режимах реакционного спекания 1320°C (в среде азота) и 1500°C (в среде метана).

В настоящем докладе будут представлены и обсуждены результаты по исследованию физико-химических свойств керамических композиций.

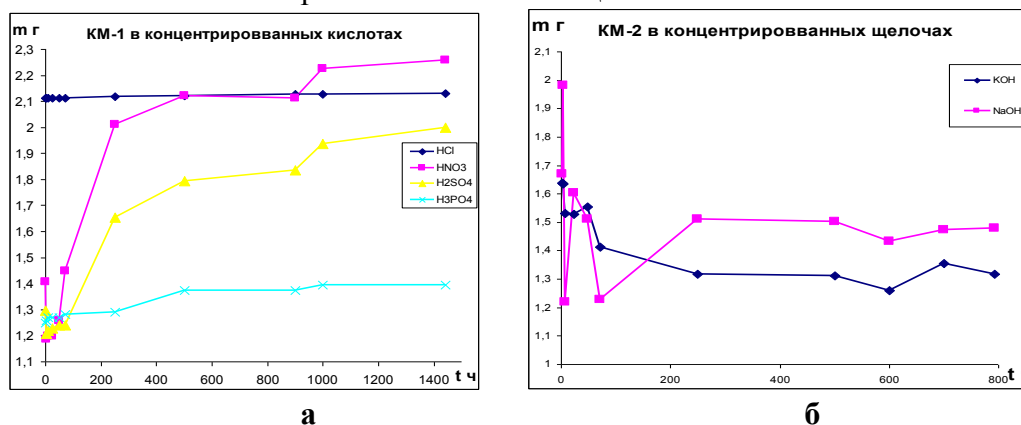


Рис.1 Композиционные керамические материалы на основе кремниевых отходов с графитовым волокном: КМ-1 нитрид кремний (концентрированные кислоты), КМ-2 карбид кремний (концентрированные щелочи)

Исследование показало, что синтезированные керамические материалы обладают повышенными физико-химическими свойствами (см. рис 1). Данные керамические материалы могут быть использованы в различных химико-металлургических и других промышленных областях и техники.

### Литература

1. Касмамытов Н.К., Макаров В.П., Курбанов К.Р. / Способ изготовления керамокомпозиционных изделий из отходов кремния. // - Кыргызпатент KG 1203 C1(C04B 35/58). – 2009. – 4 с.
2. Касмамытов Н.К., Макаров В.П., Ласанху К.А. Способ получения керамического композиционного материала из отходов кремниевого производства/ Кыргызпатент KG №1766. – С4. – 2015. – С.1-4
3. Lasanhu K.A., Kasamyatov N.K. //Physical and chemical properties of large-dimensional nano- and ultra structured ceramic-composite materials on the basis of a secondary silicon waste./ - Russia., Ufa, August, 28-30, 2011.-p.45.

## УСТАЛОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

Линдеров М.Л.<sup>1</sup>, Нугманов Д.Р.<sup>2</sup>, Ситдииков О.Ш.<sup>2</sup>, Маркушев М.В.<sup>2</sup>, Виноградов А.Ю.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>Лаборатория физики прочности и интеллектуальные диагностические системы  
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

<sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Халтурина 39, 450001 Уфа

<sup>3</sup>Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and  
Technology - NTNU, 7491 Trondheim, Norway  
dartvi@gmail.com

Улучшение физико-механических свойств магниевых сплавов, определяющих ресурс их работы как в обычных условиях, так и в коррозионных средах, является постоянной и актуальной задачей. Одним из эффективных подходов для её решения является получение (ультра)мелкозернистой структуры сплавов.

Исследовали усталостные характеристики магниевого сплава МА14 (ZK60) системы Mg-Zn-Zr, подвергнутого всесторонней изотермической ковке (ВИК) при температурах 400 и 300°C до суммарных степеней 4.2 и 7.2, соответственно. В обоих состояниях сплав имел практически однородную (ультра)мелкозернистую структуру матрицы с размером и объемной долей рекристаллизованных зерен 80% и однородным распределением избыточных фаз. Испытания проводили на электромеханической машине Instron E1000 при постоянной амплитуде напряжения в цикле с частотой 100Гц, на воздух и в среде 0.9% NaCl при температуре 37<sup>±1</sup>°C.

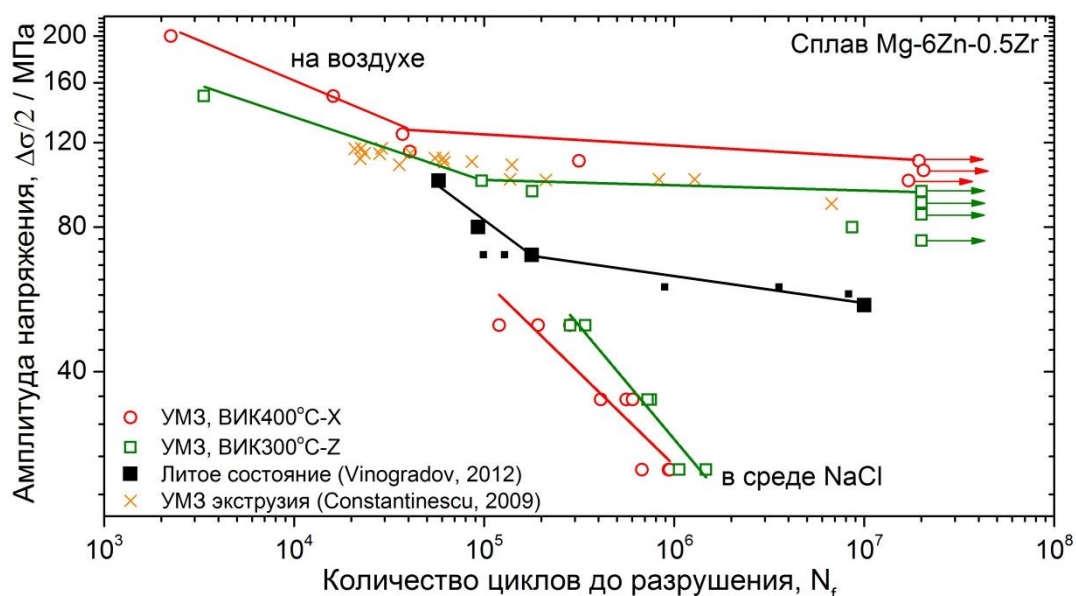


Рис. 1. Кривые усталости сплава при испытаниях на воздухе и в растворе NaCl

Установлено, что обработка ВИК сплава МА14 позволяет улучшить сопротивление усталости и обеспечить долговечность на уровне, достигаемом другими известными деформационными методами (Рис.1). Сделан вывод о том, что различия в поведении сплава после ВИК при исследованных температурах, а также в различных средах, обусловлены не столько разницей в зеренной структуре, сколько отличиями в размере, объемной доле и распределении первичных и вторичных фаз.

## ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА GaN И НАНО/МИКРОТРУБОК ИЗ НИХ

Лисовенко Д.С.\*., Городцов В.А., Гольдштейн Р.В.

*Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва*

\*lisovenk@ipmnet.ru

Кристаллы GaN имеют уникальные свойства: большую ширину запрещенной зоны, высокую точку плавления и т.д. В связи с этим кристаллы GaN применяются для создания LED диодов, лазерных диодов, оптических детекторов и других электронных устройств.

В работе проанализирована изменчивость упругих свойств (модуля Юнга и коэффициента Пуассона) кристалла GaN со структурой цинковой обманки и со структурой вюрцита под давлением. Для проведения численного анализа значения модулей жесткости были взяты из [1].

В отсутствие давления кристалл GaN со структурой цинковой обманки (с кубической анизотропией) оказался частичным кубическим ауксетиком [2], т.е. материалом с отрицательным коэффициентом Пуассона в определенных кристаллографических направлениях. Аналогичный анализ был проведен для кристалла GaN с вюрцитной структурой (с гексагональной анизотропией). В этом случае GaN является неауксетиком, т.е. в любом кристаллографическом направлении коэффициент Пуассона остается положительным. Исследование влияния давления на упругие свойства кристалла GaN показало, что GaN со структурой цинковой обманки остается частичным ауксетиком при положительном давлении, а при отрицательном давлении этот кристалл может стать полным ауксетиком (кристаллом, у которого в любом направлении коэффициент Пуассона отрицателен). Это произойдет при давлении  $-159$  ГПа. В случае положительных значений гидростатического давления вюрцитный GaN остается неауксетиком. Ауксетические свойства этот кристалл проявляет при отрицательных давлениях. Частичным ауксетиком вюрцитный GaN будет от  $-103$  ГПа и до  $-148$  ГПа, а при давлениях меньших  $-148$  ГПа данный кристалл станет полным ауксетиком.

В работе также проанализирована изменчивость упругих свойств под давлением для GaN нано/микротрубок, полученных сворачиванием кристаллических пластин GaN со структурой цинковой обманки и со структурой вюрцита в трубку [2,3]. При нулевом давлении нано/микротрубки со структурой цинковой обманки проявляют ауксетические свойства в отличие от нано/микротрубок с вюрцитной структурой. Исследование влияние давления на коэффициент Пуассона показывает, что GaN нано/микротрубки с обеими структурами могут проявлять ауксетические свойства при положительном и отрицательном давлениях.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований ОЭММПУ РАН № IV.11, а также гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских учёных – кандидатов наук МК-5891.2015.1.

### Литература

1. *Wright A.F.* Elastic properties of zinc-blende and wurtzite AlN, GaN, and InN // *J.Appl.Phys.* 1997. V.82. P.2833.
2. *Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С., Волков М.А.* Отрицательный коэффициент Пуассона для кубических кристаллов и нано/микротрубок // *Физ. Мезомех.* 2013. Т.16. N 6. С.13-31.
3. *Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С.* Модули Юнга и коэффициенты Пуассона криволинейно анизотропных гексагональных и ромбоэдрических нанотрубок. Нанотрубки-ауксетики // *ДАН.* 2013. Т.452. N 3. С.279-283.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Литовченко И.Ю.<sup>1,2</sup>, Аккузин С.А.<sup>2</sup>, Полехина Н.А.<sup>1,2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск  
litovchenko@spti.tsu.ru

Используя последовательность термомеханических обработок при различных температурах с повышением температуры деформации, начиная с криогенных температур до  $T = 900$  °С в комбинации с дополнительными отжигами, в метастабильной аустенитной стали 08X18H10T получены субмикроструктурные состояния.

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы особенности структурно-фазовых состояний стали на различных этапах термомеханических обработок. Методом активного растяжения при комнатной температуре изучены механические свойства материала.

Показано, что в условиях деформации с охлаждением в жидком азоте в материале интенсивно развивается  $\gamma \rightarrow \alpha'$  мартенситное превращение в результате которого объемная доля  $\alpha'$ -мартенсита достигает  $\approx 55 - 75$  %. Особенности микроструктуры является высокая плотность микродвойников в аустените, пакетный  $\alpha'$ -мартенсит и гетерофазные области, представленные субмикронными ламелями аустенита и  $\alpha'$ -мартенсита, а также отдельными пластинами  $\varepsilon$  – мартенсита. Значения предела текучести стали в полученном состоянии достигают 920-930 МПа при относительном удлинении 14 - 15%.

Последующая пластическая деформация в интервале температур  $T = 20 - 500$  °С способствует повышению объемного содержания  $\alpha'$ -мартенсита, которое достигает 80%. В микроструктуре стали наблюдается пакетный  $\alpha'$ -мартенсит с высокой плотностью дислокаций и субмикроструктурные фрагменты аустенита. В результате последовательности термомеханических обработок, значения предела текучести возрастают до  $\approx 1350$  МПа, относительное удлинение уменьшается до  $\approx 3 - 4$ %.

В результате низкотемпературной деформации и последующей деформации при  $T \geq 600$  °С в стали реализуются обратные  $\alpha' \rightarrow \gamma$  мартенситные превращения. Объемное содержание  $\alpha'$ -мартенсита уменьшается до 5-20 %, формируется ламельная структура субмикроструктурного масштаба. Предел текучести стали достигает 1250 МПа при удовлетворительных значениях относительного удлинения.

Дополнительные отжиги после термомеханических обработок позволяют в широком интервале управлять соотношением фаз аустенит-мартенсит, размерами и дефектностью субмикроструктурных фрагментов, а также прочностными и пластическими свойствами стали. Предел текучести после отжигов достигает 980 МПа при значениях относительного удлинения 12-15%. Высокие, в  $\approx 4-5$  раз выше исходных значений, прочностные свойства обусловлены субмикроструктурной структурой стали, которая формируется в результате прямых и обратных  $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$  мартенситных превращений. В отличие от методов интенсивной пластической деформации, в настоящей работе для формирования субмикроструктурной структуры использована последовательность термомеханических обработок с повышением температуры деформации, в которой общая степень деформации не превышает  $e < 1$ .

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета на 2013-2020 гг. и при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а.

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ 20 °С ДО 720 °С

Полехина Н.А.<sup>1,2</sup>, Литовченко И.Ю.<sup>1,2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2</sup>,  
Кравченко Д.А.<sup>2</sup>, Чернов В.М.<sup>3</sup>, Леонтьева-Смирнова М.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики  
прочности и материаловедения СО РАН, Россия

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

<sup>3</sup> ОАО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Россия  
Nadejda89tsk@yandex.ru

Для расширения рабочего температурного диапазона конструкционных материалов активных зон ядерных реакторов необходимо повышение уровня их жаропрочности при сохранении удовлетворительного запаса низкотемпературной пластичности. В связи с этим, необходимо детальное исследование закономерностей изменения механических свойств сталей в широком (вплоть до предполагаемых температур эксплуатации) интервале температур.

В настоящей работе представлены результаты исследования механических свойств, особенности пластической деформации и разрушения перспективной малоактивируемой 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (16X12B2ФТаР) в температурном интервале от 20 °С до 720 °С в состоянии после традиционной термической обработки (закалка в воду от  $T = 1100$  °С, 1 ч. + отпуск при  $T = 720$  °С, 3 ч.).

В интервале 20-450 °С наблюдается плавное снижение (от  $\approx 710$  МПа до  $\approx 540$  МПа) предела текучести. Сильная температурная зависимость прочностных свойств появляется при  $T > 450$  °С, приводя к более существенному снижению  $\sigma_{0,1}$  выше 450 °С. На наш взгляд, это может быть связано с уменьшением в этом интервале величины дисперсного упрочнения, связанным с активизацией процессов переползания дислокациями тормозящих частиц фазы V(C, N).

На кривых температурной зависимости величины относительного удлинения до разрушения ( $\delta$ ) в при  $T \approx 400$  °С обнаружен минимум. Рост характеристик пластичности при  $T \geq 450$  °С коррелирует с наблюдаемым в температурном интервале  $T \approx (500-720)$  °С снижением прочностных свойств стали. Отметим, что повышение температуры от комнатной до  $T = 650$  °С приводит примерно к 1,5-кратному увеличению пластичности.

Разрушение образцов в интервале  $T = 20-720$  °С происходит с образованием шейки. При температурах 20-400 °С излом неоднородный, наблюдается развитый рельеф, расслоение материала. По достижению температуры 450 °С излом, напротив, становится «гладким» и однородным. Дальнейший рост температуры увеличивает рельефность разрушения, однако расслоение материала не наблюдается.

Во всем исследуемом диапазоне температур наблюдается ямочный (чашечный) излом, характерный для вязкого разрушения. Однако, в зависимости от температуры обнаружены следующие особенности разрушения. Во-первых, на фрактограммах образцов, разрушенных при  $T = 20$  °С, локально встречаются гладкие участки скола, свидетельствующие о смешанном характере разрушения с преобладанием вязкой составляющей. Такие участки практически исчезают с повышением температуры до  $\approx 500$  °С. Во-вторых, с повышением температуры (от 20 °С до 650 °С) средние размеры чашек существенно (примерно на порядок) увеличиваются. В-третьих, разрушение при разных температурах происходит по достижении различной степени деформации, о чем можно судить по изменению величины относительного сужения шейки образцов при разрыве. Такие различия, по-видимому, связаны с сильным влиянием температуры испытаний на механизм разрушения.

Работа выполнена при поддержке Стипендии президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям развития российской экономики (2016-2018 гг.).

# АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА РАСЧЕТА РЕОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ФОРМОВКИ КРУГЛОЙ МЕМБРАНЫ С УЧЕТОМ ВХОДНОГО РАДИУСА МАТРИЦЫ ПРИ ПОСТОЯННОМ ДАВЛЕНИИ

Лиханов Д.Д., Тулупова О.П., Еникеев Ф.У.

*Уфимский государственный нефтяной технический университет,  
г. Уфа, Российская Федерация  
lihdan95@gmail.com*

Сверхпластическая формовка – это технологический процесс позволяющий получать конструкции сложного профиля из металлических материалов, включая труднодеформируемые. Подобные изделия широко используются в различных отраслях промышленности, включая нефтегазовую и нефтехимическую, в качестве топливных баков, поплавков контакторов уровней, радиаторов и т.д.

Применение компьютерного моделирования с использованием программных комплексов, например ANSYS, позволяет снизить количество натуральных экспериментов, сроки проектирования и разработки технологических процессов. Важным элементом для построения математической модели является выбор определяющего соотношения. Для повышения точности расчетов и адекватности модели необходимо производить идентификацию реологических параметров, входящих в определяющие соотношения. Поэтому разработка новой методики для определения реологических параметров является актуальной.

В статье [1] параметры сверхпластичности  $K$  и  $m$  рассчитываются по упрощенной степенной модели  $\sigma = K\xi^m$ . В статье расчеты проводились на основе имеющихся экспериментальных данных с титановыми сплавами.

В работе Аксенова С.А. [2] и [3] в качестве экспериментальных данных используются результаты тестовых формовок листовых заготовок из алюминиевых сплавов в цилиндрическую матрицу при постоянном давлении. Сделан вывод, что использование характеристик материалов, полученных в условиях двухосного растяжения позволяет более адекватно описать процесс формовки, чем при использовании характеристик, полученных в состоянии одноосного растяжения.

На основе ввода из работ Аксенова С.А. и предоставленных экспериментальных данных тестовых формовок было решено разработать методику определения постоянных  $K$  и  $m$  из упрощенной степенной модели с учетом входного радиуса при сверхпластической формовке круглой мембраны.

Математическая модель, описывающая процесс сверхпластичности круглой мембраны, строится на основе безмоментной теории оболочек. Компьютерная модель создается на основе методов конечных элементов, а модель материала - на основе определяющих соотношений в рамках теории ползучести.

## Литература

1. Tulupova O.P., Slesareva A.A., Kruglov A.A., Enikeev F.U. "Peculiarities of deforming a rectangular edge welded envelope made of commercial titanium alloy"// Письма о материалах. 2015. Т. 5. № 4 (20). С. 478-481
2. Аксенов С.А., Захарьев И.Ю., Колесников А.В., Кищик М.С. Определение характеристик сверхпластичности материалов на основе экспериментов по свободной газовой формовке при постоянном давлении// Материалы международной научно-практической конференции «Информационные технологии Проблемы и решения», 2015. т. 2. С.181-187
3. S.A. Aksenov, E.N. Chumachenko, A.V. Kolesnikov, S.A. Osipov "Determination of optimal gas forming conditions from free bulging tests at constant pressure"// Journal of Materials Processing Technology 217 (2015) 158–164

# ИССЛЕДОВАНИЕ СИММЕТРИЙНО ОБУСЛОВЛЕННЫХ НОРМАЛЬНЫХ МОД ГРАФЕНА В ЛИНЕЙНОМ И НЕЛИНЕЙНОМ РЕЖИМАХ

Лобзенко И.П.

Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа  
ivanlobzenko@gmail.com

В работе [1] впервые проведено исследование дискретных бризеров с помощью *ab initio* расчётов на основе теории функционала плотности. Результаты указанной работы указывают на то, что применение феноменологических потенциалов в методе молекулярной динамики в классическом приближении может вести к неверным результатам, если в кристалле реализуется сильно нелинейный колебательный режим.

В данной работе рассматриваются зависимости частоты от амплитуды для нормальных мод в графене (Рис. 1). Выбор именно таких профилей мод обусловлен симметрией графена – приведённые на Рис. 1 моды будут существовать как в линейном, так и в нелинейном приближениях. Проведено сравнение результатов, полученных с использованием различных феноменологических потенциалов (Рис. 2). В частности, потенциал Терсоффа (Рис. 2 б) обуславливает жёсткий тип нелинейности для всех четырёх мод, тогда как для потенциала Савина (Рис. 2 а) две моды являются жёсткими, а две другие – мягкими. Подобные результаты показывают, что окончательная проверка должна быть сделана с помощью первопринципных расчётов.

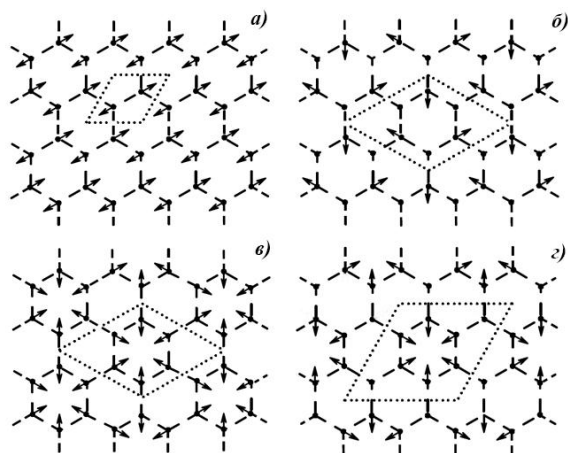


Рис. 1. Симметрично обусловленные нормальные моды графена.

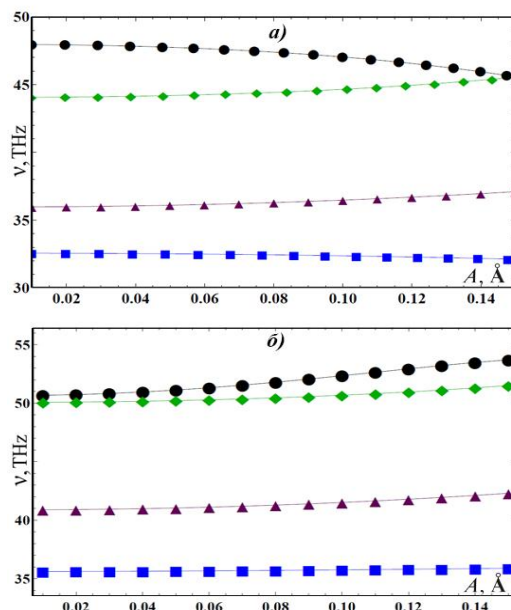


Рис. 2. Зависимость частоты нормальных мод от их амплитуды для (а) потенциала Савина, (б) потенциала Терсоффа. Результаты для мод на Рис. 1 (а), (б), (в) и (г) показаны кругами, квадратами, ромбами и треугольниками соответственно

## 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)



# ТРАНСФОРМАЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Cu-Al-Ni, ПОДВЕРГНУТОГО БОЛЬШИМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ

Лукьянов А.В.<sup>1,2</sup>, Куранова Н.Н.<sup>1</sup>, Пушин А.В.<sup>1</sup>, Пушин В.Г.<sup>1</sup>  
Свирид А.Э.<sup>1</sup>, Гундеров Д.В.<sup>2</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия  
alexlukjanov@yandex.ru

Ряд нерешенных проблем, таких как низкие прочностные и пластические свойства, неудовлетворительные параметры ЭПФ и их нестабильность при термических, механических или термо- и механоциклических воздействиях, значительно ограничивают разработку и широкое практическое использование сплавов с ЭПФ. Большинство из рассмотренных проблем может быть решено в результате измельчения зеренной структуры данных материалов до уровня микро- (МК), субмикро- (СМК) и нанокристаллического (НК) [1].

Наиболее эффективным методом измельчения микроструктуры является метод больших пластических деформаций, в частности кручение под высоким давлением (КВД), позволяющий достичь наиболее высоких степеней деформации ( $e > 2-4$ ) без разрушения заготовки в условиях высоких приложенных давлений. Ранее с использованием КВД были получены однородные СМК и НК состояния в сплавах на основе Cu, Ni, Fe, Al, Ti [2].

Для исследования был выбран сплав Cu-14wt.%Al-3.0wt.%Ni, близкий по составу в эвтектоидному. Сплавы Cu-Al-Ni такого состава имеют широкий спектр структурных фазовых превращений в зависимости от концентрации атомов Al и Ni [3]. Исходный сплав в состоянии поставки имеет дендритную структуру ( $\beta'$  – мартенситной и  $\alpha$  – дендритной). Исследования проводились на двух группах образцов: I – КГД из исходного состояния и II – КГД после гомогенизации при 1000°C с последующей закалкой. После закалки структура была представлена равноостыми зернами - полиэдрами  $\beta'_2$  – мартенситной фазы. Размер зерен после такой обработки составлял от 500 до 1000 мкм. Далее, закаленный сплав был подвергнут КГД  $n=10$  оборотов. В результате такой обработки формируется однородная нанокристаллическая структура с равноосными зернами, средний диаметр которых составляет в диапазоне от 20 до 60 нм. В отдельных, более крупных зернах, можно наблюдать двойники мартенсита.

Необычные результаты получились на образцах сплава из I- группы. ПЭМ - исследования показали, что внутренняя микроструктура обеих фаз исходной структуры,  $\beta'$  – мартенситной и  $\alpha$  – дендритной, в образце подвергнутого КГД 10 оборотов без предварительной гомогенизации и закалки на твердый раствор, измельчается до наноструктурного состояния, о чем свидетельствует кольцевое распределение рефлексов на картине микродифракции. Однако механического перемешивания фаз не происходит.

Распределение рефлексов по кольцам указывает на формирование поликристаллической структуры с высокоугловыми разориентировками зерен. Таким образом, важно отметить, что большая пластическая деформация как КВД может быть эффективно применена к сплавам системы Cu-Al-Ni для измельчения структуры и формирования наноструктурных состояний в них.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 15-12-10014.

## Литература

1. K. Otsuka, C.M.Wayman, ShapeMemoryMaterials, CambridgeUniversity Press, Cambridge, England,1998.
2. Валиев, Р.З. Объемные наноструктурные металлические материалы / Р.З. Валиев, И.В. Александров // М: ИКЦ «Академкнига». 2007. -398 с.
3. Y.S. Sun, G.W. Lorimer, and N. Ridley. (1990). Metallurgical Transactions A, vol. 21A, pp.575-588.

## НОРМАЛЬНЫЙ МОДУЛЬ УПРУГОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6С И ЕГО ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ К ИЗМЕНЕНИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ

Лутфуллин Р.Я.<sup>1</sup>, Трофимов Е.А.<sup>1</sup>, Кашаев Р.М.<sup>1</sup>, Ситдииков В.Д.<sup>2</sup>, Лутфуллин Т.Р.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
lutram@anrb.ru

Значения нормального модуля упругости ( $E$ ), измеренные в двухфазных титановых сплавах типа ВТ6 (аналоги зарубежного сплава Ti-6Al-4V), согласно сведениям из научно-технической литературы могут варьироваться от 70 до 120 ГПа. Такой значительный разброс создает неопределенность для «правильного» выбора значения  $E$  при проведении прочностных расчетов авиационных конструкций ответственного назначения, а также ставит под сомнение точность расчетных моделей, подразумевающих постоянство и структурную нечувствительность используемого нормального модуля упругости исследуемого сплава. Между тем, недавно было показано [1], что для сплава ВТ6 после измельчения крупных зерен (более 100 мкм) пластинчатой морфологии до размеров зерен порядка 0,18 мкм (ультрамелкозернистый сплав), величина  $E$  возросла от 95 до 117,4 ГПа.

Отсутствие системных научных данных определило актуальность проведения экспериментов, позволяющих оценить стабильность упругих и прочностных свойств в двухфазных титановых сплавах типа ВТ6 после длительного нахождения при температуре проявления сверхпластической деформации, составляющей 900 °С.

Проведенные эксперименты показали, что длительный вакуумный отжиг в течение 50 часов при 900 °С листовых заготовок из титанового сплава ВТ6С с исходным средним размером зерен 1 мкм приводит к заметному снижению (~14% в продольном направлении) нормального модуля упругости (Рис.1). Средний размер зерен в процессе 50-и часового отжига увеличился до 6 мкм. Наряду с уменьшением упругих свойств, выявлено также заметное понижение (на ~ 14%) предела прочности при комнатной температуре. Вакуумный отжиг при 900 °С сохраняет имеющуюся в исходном листе анизотропию механических свойств, наследуемую из-за слабого изменения исходной кристаллографической текстуры.



Рис. 1. Изменение нормального модуля упругости сплава ВТ6С после отжига (900 °С)

Выявленный характер изменения механических свойств в листах титанового сплава ВТ6С после вакуумного отжига коррелирует со структурными изменениями, включая изменения фазового состава и кристаллографической текстуры.

### Литература

1. Trofimov E.A., Lutfullin R.Ya., Kashaev R.M. Elastic properties of the titanium alloy Ti-6Al-4V // Letters on materials. 2015. V.5 (1). P.67-69.

# ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПОЛЯРИЗАЦИЯ В ДВУХСЛОЙНОЙ ПЛЕНКЕ С ПАРАМЕТРАМИ ФЕРРИТОВ-ГРАНАТОВ

Мажитова Ф.А.<sup>1</sup>, Гареева З.В.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа  
ya.filuza2012@yandex.ru

В настоящее время микромагнитные объекты, обладающие магнитоэлектрическими свойствами, широко применяются в мобильной электронике и беспроводных датчиках [1]. Известно уже большое число магнитоэлектрических материалов и как у нас в стране, так и за рубежом продолжается поиск и исследование новых. В данной работе рассмотрено возникновение магнитоэлектрического эффекта в двухслойной обменно-связанной ферромагнитной пленке с антиферромагнитным взаимодействием спинов на границе раздела сред.

Проведенные теоретические исследования показывают, что в данной структуре возникает электрическая поляризация, обусловленная наличием магнитной неоднородности вблизи границы между слоями. Построены полевые зависимости электрической поляризации и выявлены случаи немонотонного убывания электрической поляризации. Особенности, возникающие на  $P(H)$  зависимости объясняются процессами намагничивания под действием приложенного магнитного поля. В двухслойной пленке могут быть реализованы различные магнитные конфигурации за счет вклада кубической анизотропии. Также были оценены критические значения магнитных полей, подавляющие электрическую поляризацию. На рис.1. представлен график зависимости поляризации от приложенного магнитного поля при разных значениях константы кубической анизотропии. На графике видно, что изменение величины константы кубической анизотропии приводит к изменению поведения полевой зависимости электрической поляризации. В частности при  $K_c = -500 \text{ Эрг/см}^3$  абсолютная величина электрической поляризации в определенном интервале магнитных полей принимает нулевые значения. Существует две области нулевых значений электрической поляризации так, как на границе раздела сред наблюдается блоховский тип разворота вектора намагниченности и однородное распределение спинов при очень высоких магнитных полях.

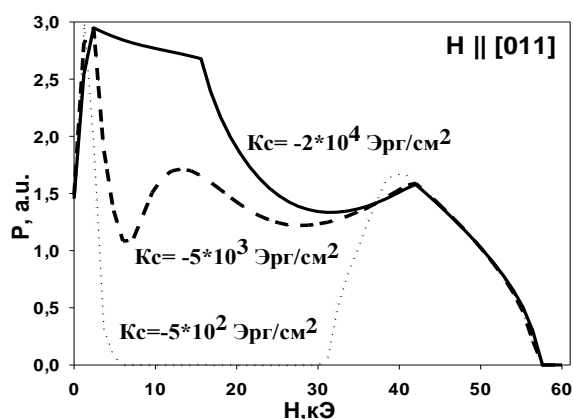


Рис.1. Зависимость интегральной поляризации от  $H // [011]$  при разных значениях константы кубической анизотропии  $K_c$ .

## Литература

1. Yi Tao, Xuezhong Wu and all //Sens. and Act. A: Phys. V.168, Is.2, p.286–299 (2011).

# ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ КРИСТАЛЛОВ

Малашенко В.В.<sup>1,2</sup>

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

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

malashenko@fti.dn.ua

На динамическое скольжение дислокаций, а, следовательно, и на механические свойства материалов способны оказывать существенное, а иногда и определяющее влияние свободные поверхности кристалла, а также границы раздела в поликристаллах [1]. Особенно возрастает роль поверхности и межзеренных границ в наноматериалах, исследование которых является одним из наиболее перспективных направлений современной физики. При движении дислокаций в приповерхностных слоях кристалла возрастает роль так называемых сил изображения, действующих на дислокацию со стороны свободной поверхности или межкристаллитной границы. Поверхность, являясь структурным дефектом, может и сама содержать различные дефекты, например, точечные, и влиять не только на движение дислокаций, но и на их взаимодействие с точечными дефектами, содержащимися как на поверхности, так и в объеме кристалла.

Воспользовавшись результатами работ [2-4], получим, что отношение сил торможения дислокации точечными дефектами  $F_{d2}$  в приповерхностном слое, где влияние поверхности доминирует, к аналогичной силе  $F_{d1}$  в слое, где оно не существенно, определяется выражением

$$\frac{F_{d2}}{F_{d1}} = \left( \frac{L}{l} \right)^2$$

Здесь  $L$  – расстояние от поверхности до плоскости скольжения дислокации,  $l$  – среднее расстояние между точечными дефектами.

Выполним численные оценки. Для значений  $n_{ov} \approx 10^{-4}$ ,  $\varepsilon \approx 10^{-1}$ ,  $L \approx 10b$  получим  $(F_{d2}/F_{d1}) \approx 10^{-2}$ , то есть наличие поверхности приводит к уменьшению силы торможения на два порядка. Оценим толщину приповерхностного слоя, в пределах которого поверхность оказывает существенное влияние на динамическое взаимодействие дислокаций с точечными дефектами. Для типичных значений  $c = 3 \cdot 10^3$  м/с,  $b = 3 \cdot 10^{-10}$  м,  $n_{ov} \approx 10^{-2} \div 10^{-6}$ ,  $v \approx 10^{-2} \div 10^{-1} c$  получим, что толщина оцениваемого слоя может составлять от нескольких нанометров до нескольких десятков нанометров.

Расчеты показывают, что силы изображения полностью блокируют влияние поверхностных точечных дефектов и значительно снижают влияние объемно распределенных точечных дефектов на динамическое скольжение дислокаций в приповерхностных слоях кристаллов.

## Литература

1. Kodambaka S., S. V. Khare, W. Swich, K. Ohmori, I. Petrov, J. E. Greene. Dislocation-driven surface dynamics on solids // Nature. 2004. Vol. 429. P. 49–52.
2. Малашенко В.В. Коллективное преодоление дислокациями точечных дефектов в динамической области // ФТТ. 2014. Т. 56. № 8. С. 1528–1530.
3. Malashenko V. V. Dynamic drag of dislocation by point defects in near-surface crystal layer / V. V. Malashenko // Modern Phys. Lett. B. 2009. Vol. 23, № 16. P. 2041–2047.
4. Malashenko V.V. Dynamic drag of edge dislocation by circular prismatic loops and point defects // Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009. Vol. 404. No. 21. P. 3890–3893.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕСТРОЕК ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Мурзаев Р.Т., Назаров А.А.

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

Многочисленные экспериментальные исследования показывают, что ультразвуковая обработка вызывает значительные изменения дислокационной структуры кристаллических материалов. В случае умеренных амплитуд, не превышающих динамического предела текучести, наблюдается релаксация внутренних напряжений, связанная с перераспределением дислокаций и формированием более равновесной структуры, что в свою очередь приводит к снижению прочности и пластификации материала. Отметим, что к настоящему времени исследование дислокационных систем проводилось, по сути, в бесконечном монокристалле, без учета границ зерен, в том числе имеющих неравновесную структуру, то есть создающих далекодействующие поля напряжений.

Изучение перестроек систем дислокаций в поликристаллах с границами зерен, имеющими дефектную структуру, представляет значительный интерес для понимания механизмов воздействия ультразвука на структуру объемных наноматериалов. В настоящей работе при помощи численного моделирования изучалась эволюция неупорядоченных дислокационных систем в отдельно взятом зерне поликристалла под действием ультразвука с учетом неравновесного состояния границ зерен. Главной особенностью работы является то, что скольжение дислокаций рассматривалось в трех плоскостях скольжения. Задача решалась в рамках дискретно-дислокационного подхода.

Рассматривался модельный двумерный поликристалл, состоящий из зерен квадратной формы, и одно зерно этого поликристалла. Границы данного зерна содержат мезодефект, поле напряжений которого описывается с помощью квадрупольных клиновидных стыковых дисклинаций. Такой мезодефект может образоваться при пластической деформации поликристалла и является характерным элементом неравновесной структуры ультрамелкозернистых материалов, полученных интенсивной пластической деформацией. Исходное распределение дислокаций в неупорядоченном ансамбле и знак их вектора Бюргера задаются по закону случайных чисел. Все дислокации в исходной конфигурации принадлежат к одной системе скольжения, но находятся на разных плоскостях скольжения, поэтому аннигиляция двух дислокаций с противоположными векторами Бюргера в рамках данной модели была исключена.

В результате численного эксперимента было обнаружено, что под действием стоячих звуковых волн происходит релаксация внутренних напряжений, связанная с перераспределением решеточных дислокаций. Большинство дислокаций попадает в границы и выстраивается в стенку, не создающую далекодействующих полей напряжений. Остальные дислокации могут образовывать устойчивые неподвижные конфигурации, которые только при высоких амплитудах ультразвукового воздействия имеют возможность дойти до границ зерен. При этом отметим, что в процессе обработки дислокационной структуры ультразвуком наблюдается спад внутренних напряжений в теле зерна, для оценки которых строились карты внутренних напряжений и рассчитывались изменения относительного среднеквадратичного напряжения.

Понимание механизмов релаксации остаточной дефектной структуры в деформированных поликристаллах позволяет выбирать оптимальный режим ультразвуковой обработки материалов и, таким образом, значительно влиять на их механические свойства.

Работа была поддержана грантом Российского научного фонда № 16-19-10126.

# ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА АНИЗОТРОПИЮ УДЕЛЬНОЙ ЭНЕРГИИ МЕЖФАЗНЫХ $\beta/\alpha$ ГРАНИЦ В ТИТАНЕ

Мурзинова М.А.

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

Удельная энергия межфазных границ является важной характеристикой многофазных сплавов, так как во многом определяет стабильность их микроструктуры и свойств при обработке и эксплуатации. В частности, возможность сфероидизации пластинчатых частиц, которые нередко выделяются на ранних стадиях фазовых превращений, зависит как от изменения энергии границ во время роста пластины, так и от анизотропии поверхностной энергии пластинчатой частицы (относительной разницы удельной энергии плоской и боковых граней пластины) [1]. В представленной работе проанализировано изменение удельной энергии межфазных  $\beta/\alpha$ -границ в сплавах системы титан – водород в диапазоне температур полиморфного  $\beta/\alpha$  превращения (882–300°C). В основу анализа положены модели плоской дислокационной и ступенчатой межфазных границ и методики вычисления их энергии, разработанные Ван дер Мерве и Шифлетом [2]. При выборе моделей строения межфазных границ учитывалось наличие ориентационного соотношения Бюргерса между  $\alpha$ -пластиной и  $\beta$ -матрицей, экспериментально определенное направление нормали к поверхности сопряжения пластин и направление роста  $\alpha$ -пластин. Кроме того были учтены результаты исследований дислокационной и атомной структуры  $\beta/\alpha$  границ, полученные методами просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии на различных поверхностях сопряжения  $\alpha$ - пластины с  $\beta$ -матрицей [3]. При расчетах использованы данные экспериментальных измерений модулей упругости и параметров решеток фаз (при равновесном содержании водорода в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах) в указанном интервале температур.

Показано, что в сплавах титана с водородом:

- 1) удельная энергия границы сопряжения  $\alpha$ - и  $\beta$  пластин почти в 3 раза меньше удельной энергии границ, образующих боковую и торцевую поверхности этих фаз;
- 2) на зависимости энергии межфазной границы от температуры  $\beta/\alpha$  превращения наблюдается минимум; при температуре минимума (~600°C) межатомные расстояния в ОЦК и ГПУ решетках в направлении  $[0001]_{\alpha} // [110]_{\beta}$  равны, и, следовательно, отсутствуют дислокации несоответствия;
- 3) коэффициент анизотропии межфазной энергии во всем температурном интервале развития  $\beta/\alpha$  превращения больше 0,6, а вблизи 600°C – достигает значений 0,8–0,9;
- 4) удельная энергия ступенчатой межфазной  $\beta/\alpha$  границы в 1,3–2,4 раза меньше, чем плоской дислокационной границы;
- 5) энергия межфазной  $\beta/\alpha$  границы в титане, легированном водородом, существенно меньше, чем в сплавах титана с  $\beta$ -стабилизаторами замещения.

## Литература

1. *Cahn R.W., Haasen P.* eds. Physical metallurgy. Fourth, revised and enhanced edition. V.2. Elsevier Science BV, North-Holland, 1996, 994 p.
2. *Van der Merwe J. H., Shiflet G. J.*. The role of structural ledges at phase boundaries – I. Interfaces with rectangular atomic nets. Acta metal. mater. 1994. Vol. 42, No. 4, pp. 1173–1187,
3. *Furuhara T., Ogawa T., Maki T.* Atomic structure of interphase boundary of a precipitate plate in a  $\beta$  Ti–Cr alloy. Phil. Mag. Lett. 72 (1995) p.175–183.

## ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА В РЕЗУЛЬТАТЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОСАДКОЙ

Мусабилов И.И., Сафаров И.М., Нагимов М.И., Шарипов И.З., Мулюков Р.Р.

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

В сплавах Гейслера в области комнатных температур протекает мартенситное превращение, в интервале которого наблюдаются такие эффекты как ферромагнитный эффект памяти формы и магнитокалорический эффект. Благодаря этим эффектам сплавы относят к классу функциональных материалов. Недостатком данных сплавов является то, что при циклическом протекании прямого и обратного мартенситного превращения поликристаллические образцы подвержены разрушению. В настоящее время ведутся работы по дополнительной деформационно-термической обработке литых сплавов. Известно, что при комнатной температуре сплавы являются хрупкими. Поэтому обработку необходимо проводить при повышенных температурах. С этой целью в данной работе проведено исследование пластического поведения сплавов Гейслера после пластической деформации осадкой.

В качестве материала исследований были выбраны поликристаллические сплавы двух систем:  $\text{Ni}_2\text{MnGa}$  и  $\text{Ni}_2\text{MnIn}$ . Анализ температур фазовых превращений в области комнатных температур проведен методом записи температурной зависимости удельной намагниченности на магнитных микровесах. Установлено, что в сплаве первой системы интервалы температур мартенситного и магнитного превращений накладываются друг на друга. В случае системы  $\text{Ni}_2\text{MnIn}$ , температура мартенситного превращения лежит ниже точки Кюри.

Температуры фазовых превращений при температурах выше комнатной и вплоть до температуры плавления определены с помощью метода дифференциально-сканирующей калориметрии. Установлены температуры фазового превращения упорядоченной фазы  $L_{21}$  в разупорядоченную фазу  $B_2$  и температура плавления сплавов.

Для пластической деформации осадкой были выбраны три температуры:  $500^\circ\text{C}$  и  $600^\circ\text{C}$  лежат ниже точки фазового превращения упорядоченной фазы  $L_{21}$  в разупорядоченную фазу  $B_2$ ,  $700^\circ\text{C}$  лежит в интервале этого фазового превращения. Осадка на 60%-70% проводилась на воздухе. В процессе осаждения были записаны диаграммы нагружения. Их анализ показывает, что пластическое течение материала происходит при температуре деформации  $600^\circ\text{C}$  и  $700^\circ\text{C}$ .

После осадки была исследована микроструктура сплавов с помощью высокоразрешающего растрового электронного микроскопа в режиме обратно-отраженных электронов. Основное внимание уделено области локализованной деформации в центре образца. В образцах после осадки наблюдается фрагментированная зеренная структура. В сплаве системы  $\text{Ni}_2\text{MnIn}$  после осадки при  $500^\circ\text{C}$  в структуре наблюдаются микротрещины. При этом наиболее однородной по среднему размеру зерен является структура после осадки при  $600^\circ\text{C}$ . Эта температура лежит несколько ниже точки фазового превращения из упорядоченной фазы  $L_{21}$  в разупорядоченную фазу  $B_2$ .

Таким образом, оптимальной температурой деформационной обработки поликристаллических сплавов систем  $\text{Ni}_2\text{MnGa}$  и  $\text{Ni}_2\text{MnIn}$  является температура  $600^\circ\text{C}$ .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60159 мол\_а\_дк.

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Мухаметгалина А.А.<sup>1</sup>, Самигуллина А.А.<sup>1</sup>, Сергеев С.Н.<sup>1</sup>, Жилиев А.П.<sup>1</sup>, Назаров А.А.<sup>1</sup>, Рзаева Ю.Р.<sup>2</sup>, Пархимович Н.Ю.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.<sup>3</sup>, Царенко Ю.В.<sup>3</sup>

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

<sup>2</sup>*Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа*

<sup>3</sup>*Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Белоруссия*  
Asiya\_nazarova@mail.ru

Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в металлах и сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) влияет на их свойства, повышая прочность, твердость, износостойкость. Однако эти материалы обладают большой запасенной упругой энергией, которая в значительной степени связана с неравновесными границами зерен [1]. Поэтому наряду с высокими прочностными характеристиками для УМЗ материалов, полученных ИПД, характерно невысокое значение пластичности. В качестве технологии стабилизации структуры обычно используют отжиг, однако он не всегда эффективен в обеспечении необходимого улучшения механических свойств материалов, так как при этом процессе происходит рост зерна и снижение прочностных свойств. В этой связи большой интерес представляют иные способы воздействия на материал с целью уравновесить его структуру без значительного снижения упрочняющего эффекта после ИПД, одним из которых является ультразвуковая обработка (УЗО).

Ранее нами была исследована микроструктура чистого никеля (99,9%), полученного кручением и подвергнутого УЗО, и ее термическая стабильность [2]. Было показано, что УЗО при низких амплитудах воздействия способствует снижению внутренних напряжений при отсутствии роста зерен, а также повышению термической стабильности микроструктуры.

В данной работе исследуется влияние УЗО различной интенсивности на микроструктуру и свойства ультрамелкозернистого технически чистого (99,5) никеля НП-2, подвергнутого кручению под давлением 6 ГПа. Амплитуда ультразвука в эксперименте составляла 16, 32, 45, 58 и 90 МПа.

Исследование микроструктуры проводится методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рентгеноструктурного анализа (РСА), EBSD-анализа, проводится измерение микротвердости.

Работа была поддержана грантом Российского научного фонда № 16-19-10126.

## Литература

1. Nazarov A.A., Mulyukov R.R. Nanostructured Materials. In: Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology, Ed. Goddard W., Brenner D., Lyshevski S., Iafrate G., CRC Press. 2003. Chapter 22. P. 1-41.
2. А.А.Назарова, Р.Р.Мулюков, В.В.Рубаник, Ю.В.Царенко, А.А.Назаров. Влияние ультразвуковых колебаний на структуру и свойства ультрамелкозернистого никеля // ФММ, 2010. Т.110, №6, с.600-607.



# ЭФФЕКТ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ СЛИТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

Мухаметдинова О.Э.<sup>1</sup>, Гарипова Р.Н.<sup>1,2</sup>, Автокротова Е.В.<sup>1</sup>, Ситдинов О.Ш.<sup>1</sup>,  
Маркушев М.В.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*  
oksana@imsp.ru

Исследовали эволюцию микроструктуры слитка сплава 1570С стандартного состава при высокотемпературной всесторонней изотермической ковке (ВИК). Сплав является перспективным конструкционным материалом авиакосмической техники, легко обрабатывается давлением при повышенных температурах, а в мелкозернистом состоянии демонстрирует уникальные сверхпластические свойства. Одним из критичных вопросов промышленного использования сплава является разработка эффективного технологического процесса получения (ультра)мелкозернистых массивных заготовок.

После гомогенизации при температуре 350°C в течение 6 часов сплав подвергли ВИК при 450°C ( $\sim 0,75T_{пл}$ ) и начальной скорости деформации  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  до суммарной степени  $\epsilon \sim 10,5$ . При этом однократная степень деформации составляла 0,7.

В гомогенизированном состоянии сплав имел равноосную зеренную структуру с размером зерна  $\sim 25$  мкм и сравнительно однородным распределением наноразмерных дисперсных алюминидов переходных металлов. В процессе ВИК сначала формировались узкие области новых ультрамелких (суб)зерен вблизи исходных зеренных границ, затем объемная доля таких кристаллитов и ширина областей увеличивались, постепенно занимая объем исходных зерен. В результате ВИК формировалась ультрамелкая структура со средним размером кристаллитов  $\sim 3$  мкм и преимущественно когерентными наноразмерными дисперсоидами.

Судя по характерным изменениям параметров структуры, измельчение зерен сплава в процессе ВИК осуществлялось непрерывной динамической рекристаллизацией. При этом имело место сильное взаимодействие между решеточными дислокациями и/или границами (суб)зерен и наноразмерными частицами. Последние эффективно сдерживали миграцию границ, а также динамический возврат, ограничивая переползание решеточных дислокаций на большие расстояния и их аннигиляцию. В результате, становилось возможным накопление дислокаций, формирование дислокационных границ высокой плотности и их трансформация в большеугловые границы зерен даже при высокой температуре деформации.

Сделан вывод о том, что стабилизирующий эффект от наночастиц алюминидов переходных металлов играл наиважнейшую роль в измельчении зерен и формировании ультрамелкой структуры сплава. Полученные данные свидетельствуют о том, что имеется большой потенциал для измельчения зерен сложнолегированных сплавов при деформации при температурах вплоть до  $0,75T_{пл}$  и получения (ультра)мелкозернистых массивных заготовок с использованием больших деформаций в изотермических условиях, реализованных на серийном оборудовании промышленными методами обработки металлов давлением.

Работа выполнена по гранту РФФИ № 16-08-01189а.

# ВЛИЯНИЕ ОКСИДНОЙ ПЛЕНКИ НА ТВЕРДОФАЗНУЮ СВАРИВАЕМОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Мухаметрахимов М. Х., Лутфуллин Р.Я.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*  
msia@mail.ru

Наличие оксидной пленки на поверхности металла является одним из основных препятствий для осуществления диффузионной сварки и достижения качественного неразъемного соединения. Титановые сплавы, благодаря высокой растворимости в них кислорода и низкой температуре образования окисла, обладают способностью к «самоочищению поверхности» путем растворения кислорода из окисла при нагреве в вакууме. Это явление легло в основу метода диффузионной сварки титановых сплавов в вакууме, созданного в СССР профессором Казаковым Н.Ф. [1]. Одним из перспективных технологических направлений машиностроения является совмещение диффузионной сварки с сверхпластической формовкой. Такая интегральная технология позволяет при температуре 927 °С изготавливать полые лопатки вентилятора из титанового сплава Ti-6Al-4V (западный аналог российского сплава ВТ6) для гражданских авиадвигателей [2].

Повышение прочности неразъемных соединений возможно за счет применения низкотемпературной сверхпластической деформации [3].

Целью исследования было экспериментальное определение нижней температурной границы твердофазной свариваемости микрокристаллического сплава ВТ6, начиная с которой в зоне соединения исчезает оксидная пленка.

Диффузионную сварку листовых образцов из микрокристаллического титанового сплава ВТ6 осуществляли в вакуумной печи СНВЭ-1,3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1 при температурах 600, 650, 700, 750 и 800 °С. Толщину оксидной пленки на полированной поверхности регулировали временем вылеживания в эксикаторе при комнатной температуре в течение 1, 10, 30 и 180 суток.

Качество твердофазного соединения (ТФС) оценивали по результатам механических испытаний на сдвиг, а также металлографических исследований с использованием сканирующего электронного микроскопа «TESCAN MIRA3 LMU» по относительной доле (протяженности) пор и по толщине оксидной пленки в поперечном сечении зоны соединения. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине фирмы «INSTRON» модели 5982.

Исследования показали, что исчезновение оксидной пленки в зоне ТФС происходит в процессе выдержки образцов под давлением, начиная с температуры 700 °С.

Механические испытания на сдвиг выявили четкую корреляцию роста прочности ТФС с повышением температуры диффузионной сварки в интервале температур 600 – 750 °С, что вероятно связано с растворением оксидной пленки и упрочнением зоны соединения.

## Литература

1. Казаков Н.Ф. Диффузионная сварка в вакууме. М.: Машиностроение, 1968, 331 с.
2. European Patent No 0568201, 1993.
3. Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х. Твердофазное соединение образцов наноструктурированного титанового сплава ВТ6 при пониженных температурах // Перспективные материалы. 2009. № 7. С. 189-193.

# ПОЛУЧЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В РАЗЛИЧНЫХ СОЧЕТАНИЯХ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

**Мухаметрахимов М. Х.**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа  
msia@mail.ru*

Титановые сплавы широко распространены в машиностроении, авиационной промышленности, судостроении и других областях науки и техники вследствие высокой удельной прочности и коррозионной стойкости в большинстве агрессивных сред. Одним из самых распространенных и эффективных видов соединения титановых сплавов, позволяющих создавать сложные конструкции различного назначения, является сварка. В сварных конструкциях используются самые разнообразные титановые сплавы, их сочетания и биметаллы, и чем больше факторов влияет на сварное соединение, тем сложнее добиться необходимых свойств по всему сечению сварного соединения.

Основной проблемой соединений титановых сплавов является сложность получения равных прочности и пластичности в основном металле и сварном шве. Сварка титановых сплавов разных марок позволяет значительно снизить стоимость изделия за счет использования дешевых малолегированных сплавов. Однако при создании таких композиций образуются несколько различных по структуре и свойствам зон, что затрудняет выбор последующей термической обработки.

Соединение металлов и сплавов разного состава является перспективным направлением получения многофункциональных конструкций, у которых определенные зоны работают при разных условиях эксплуатации. Непосредственное соединение титановых сплавов в различных сочетаниях при низких температурах, полученные в твердом состоянии - сваркой давлением, позволяет избежать или снизить вероятность расслоения и получить работоспособное изделие. Задачу уменьшения размера зерна в зоне сварного шва самых различных композиций следует решать путем использования сплавов с мелкозернистой исходной структурой.

Целью работы являлось исследование твердофазной свариваемости промышленного титанового сплава ВТ6 средним размером зерен 2-3 мкм при пониженной температуре в температурном интервале проявления низкотемпературной СП.

Эксперименты по сварке давлением проводили по двум схемам. В первом случае соединяли листовые заготовки из титанового сплава ВТ6 с промежуточным листом ВТ14 более мелком размером зерен ~1 мкм. Во втором случае соединяли листовые заготовки из ВТ6 между собой без промежуточного листа.

Сварку давлением листовых заготовок из сплавов ВТ6 и ВТ14 осуществляли в вакуумной печи СНВЭ-1,3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1 при температуре 700 °С. Качество твердофазного соединения оценивали с использованием сканирующего электронного микроскопа «TESCAN MIRA3 LMU» по относительной доле (протяженности) пор в поперечном сечении зоны соединения. Для механических испытаний на растяжение и на сдвиг использовали универсальную машину фирмы «Instron» модели 5982.

Экспериментальные исследования показали, что сварка давлением листовых заготовок из сплавов ВТ6 и ВТ14 способствует достижению повышенных механических свойств и качества соединения, а при сварке давлением листовых заготовок из ВТ6 без промежуточного листа наблюдали небольшое расслоение по сварному соединению.

Таким образом, получение качественного твердофазного соединения различных титановых сплавов определяется не только размером зерна промежуточного листа, но и химическим и фазовым составом сварных соединений.

# ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА СВЕРХПЛАСТИЧНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ

Мухтаров Ш.Х.

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

Известно [1], что ультрамелкозернистая (УМЗ) структура сплава позволяет достичь высокого уровня прочностных свойств, а также может быть использована в процессах сверхпластической формовки или раскатки. В никель-железных сплавах применяемых в интервале температур от  $-253$  до  $760^{\circ}\text{C}$  сформировать УМЗ структуру можно используя всестороннюю изотермическую ковку, прокатку [2]. В настоящее время эти сплавы в мелкозернистом (МЗ) ( $d=5-15$  мкм) состоянии широко применяются в авиадвигателе- и ракетостроении для изготовления деталей штамповкой и сверхпластической формовкой при температурах  $950-1038^{\circ}\text{C}$ . Исследование механических свойств УМЗ сплава Inconel 718 показало, что при комнатной температуре временное сопротивление разрыву может достигать  $1920$  МПа [3]. Проведение дополнительного отжига при температуре  $600^{\circ}\text{C}$  повысило предел прочности до  $2024$  МПа с некоторым снижением пластических свойств. Измельчение структуры в сплаве до УМЗ состояния позволяет снизить температуру деформации. В таком структурном состоянии сплав Inconel 718 показал высокую термическую стабильность до  $600^{\circ}\text{C}$  ( $0,56T_{\text{пл}}$ ) и низкотемпературную сверхпластичность. При  $600^{\circ}\text{C}$  и скорости деформации  $1,5 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$  значение относительного удлинения составило  $350\%$ , а коэффициент скоростной чувствительности  $m=0,37$ . УМЗ сплав ATI Allvac 718Plus при температуре  $900^{\circ}\text{C}$  и скорости деформации  $3 \times 10^{-4} \text{c}^{-1}$  показал максимальное относительное удлинение  $1450\%$  при высоких значениях скоростной чувствительности. Сплав проявляет сверхпластические свойства и при  $700^{\circ}\text{C}$  ( $0,62T_{\text{пл}}$ ) в отличие от МЗ сплава. Показано, что с уменьшением размера  $\gamma$  зерен до  $4$  мкм термически обработанного сплава Inconel 718 временное сопротивление разрыву при комнатной температуре повышается на  $15\%$  с сохранением уровня длительной прочности. Испытания при комнатной температуре термообработанных образцов из сплава Inconel 718 показали, что МЗ сплав на базе  $10^5$  циклов более чем в  $1,7$  раза превышает свойства крупнозернистого сплава. Установлено, что для сплава Inconel 718 с различной микроструктурой количество циклов до разрушения при малоциклового усталости с суммарной деформации  $1\%$  приблизительно одинаковое при комнатной температуре и не зависит от схемы нагружения. Термически обработанный сплав Inconel 718 со средним размером  $\gamma$  зерен  $d=15-25$  мкм показывает максимальное количество циклов до разрушения при  $650^{\circ}\text{C}$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).*

## Литература

1. Utyashev F.Z., Mukhtarov Sh., Nazarov A.A., Mulyukov R.R. Superplastic Roll Forming of Axial Symmetric Articles from Superalloys // Advanced Materials Research. 2011. Vol. 278. P. 301; doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.278.301
2. 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.
3. Mukhtarov Sh. Effect of Grain Size on the Superplastic Behavior of a Nanostructured Nickel-Based Superalloy // Mater. Sci. Forum. V. 633-634. 2010. P. 569.

## РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ДЕТАЛИ ТИПА «КОНУС» В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

Нагимов М.И.<sup>1</sup>, 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, Уфа

<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва  
n\_marsel@mail.ru

Широкая номенклатура деталей ответственного назначения (конической и/или цилиндрической формы), используемая в современном авиадвигателестроении, неуклонно растет. Наряду с этим возрастают предъявляемые требования к деталям, что приводит к усложнению технологических процессов и увеличению затрат. Использование математического и физического моделирования на стадии проектирования технологического процесса позволяет спрогнозировать поведение и свойства исследуемого объекта, и как следствие, существенно снизить затраты на эксперименты с металлом. В работах [1-4] показаны принципиальные возможности получения экспериментальных заготовок методом ротационной вытяжки (РВ), однако многопереходность процесса в значительной степени увеличивает трудоемкость. В данной работе было проведено математическое моделирование процесса формообразования РВ методом конечно-элементного (МКЭ) анализа и физическое моделирование с использованием модельных материалов. МКЭ анализа показал, что локализация деформации в опасном сечении толстолистовой заготовки происходит за счет малого пятна контакта между заготовкой и оправкой, а это приводит в свою очередь к потере устойчивости заготовки. Определены геометрические формы и размеры заготовки и деформирующего ролика. Физическое моделирование с использованием сплава Вуда, сверхпластичного при комнатной температуре, не подтвердило возможность получения качественной детали РВ за одну операцию. Физическим моделированием был опробован процесс формообразования детали с использованием предварительной штамповки и последующей РВ. В результате была определена минимально-необходимая глубина вытяжки для толстолистовой заготовки в штампе. Предварительная операция вытяжки в штампе позволяет значительно увеличить пятно контакта, которое обеспечивает достаточную силу трения заготовки с оправкой для передачи крутящего момента, и тем самым, обеспечить устойчивое осуществление процесса РВ. Кроме того, предварительная операция штамповки также позволяет заметно увеличить производительность процесса за счет снижения количества операций при РВ.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).*

### 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. // Перспективные материалы. 2013. Специальный выпуск №15. С. 92.
2. Нагимов М.И., Мухтаров Ш.Х., Утяшев Ф.З., Сухоруков Р.Ю. Разработка рационального режима изотермической деформации хромистой стали 11X11H2B2MФ-Ш. // Письма о материалах. Т.5. №2. С. 198-201.
3. Sukhorukov R.Yu., Sidorov A.A., Alimov A.I., Nagimov M.I., Utyashev F.Z. Mathematical and Physical Modeling of the Rolling Process of Tapered Shafts for Aviation Purposes. // Advanced Materials & Technologies. 2016. No.1. p. 009.
4. Utyashev F.Z., Sukhorukov R.Yu., Samarukov G.V., Nagimov M.I. Specific Features of Rolling of Shaft of Gas Turbine Engine under Conditions of Superplasticity. // Machinery Manufacture and Reliability. 2016, Vol. 45, No.1, p. 65.

## РАСПЫЛЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО МЕТАЛЛА МЕТОДОМ ФОКУСИРОВАННОГО ИОННОГО ПУЧКА

Назаров К.С.<sup>1</sup>, Хисамов Р.Х.<sup>1</sup>, Мусабилов И.И.<sup>1</sup>, Юмагузин Ю.М.<sup>1,2</sup>, Шаяхметов Р.У.<sup>1,2</sup>,  
Мулюков Р.Р.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа*

<sup>2</sup>*Физико-технический институт, Башкирский государственный университет, Уфа*  
ksnazarov@rambler.ru

Метод фокусированного ионного пучка (ФИП) (Focused ion beam (FIB)) интегрированный в систему растрового электронного микроскопа позволяет локально и прецизионно удалять материал с исследуемых поверхностей. Он находит широкое применение для формирования и анализа поперечных сечений, для получения и модификации микро- и наноструктур, а также для подготовки образцов для EBSD анализа и просвечивающей микроскопии. Развитие метода ФИП и расширение областей его применения инициирует многочисленные исследования, направленные, как на описание процессов взаимодействия ионного пучка с различными материалами, так и на описание и изучение свойств самих материалов.

В данной работе представлены результаты по применению ФИП для изучения распыления наноструктурного (НС) никеля.

В качестве исходного металла был взят никель чистотой 99,98%. Наноструктурный образец никеля получили методом интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (5 ГПа). Для сравнения был подготовлен образец мелкозернистого никеля. Средний размер зерен в НС образце составил около 0,2 мкм, в мелкозернистом – около 4 мкм. Оба образца были отшлифованы и подвергнуты электрополировке, после чего они имели ровную и гладкую поверхность. ФИП использовался в составе сканирующего электронного микроскопа. Распыление проводили ионами Ga<sup>+</sup> с энергией 30 кэВ, при токе зонда 0,5 нА и диаметре зонда 50 нм. Размер распыляемых областей для обоих образцов составил 50×50 мкм.

По результатам микроскопических исследований эрозионного рельефа (получившегося после воздействия ФИП) с помощью сканирующего электронного микроскопа было определено, что распыление НС образца идет более равномерно и соответственно распыленный участок имеет относительно ровную и однородную поверхность. В то время как на распыленном участке мелкозернистого никеля наблюдается развитая поверхность. Отдельные зерна мелкозернистого образца распылились значительно больше, чем другие. Это обусловлено различием кристаллографической ориентации зерна на исследуемой плоскости (кристаллографической текстурой).

Исследования профиля глубины распыленных областей с помощью атомно-силовой микроскопии показали, что за одинаковое время распыления с НС образца был удален меньший объем материала, чем с мелкозернистого. Таким образом, скорость распыления НС образца никеля с помощью ФИП меньше чем мелкозернистого образца никеля.

# ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Fe, Co, Ni НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ $\gamma(\text{TiAl})$ ФАЗЫ

Назарова Т.И., Имаев В.М., Шаймарданов Р.А., Имаев Р.М.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*  
nazarova.ti@mail.ru

В последние годы интенсивно развивается материаловедение интерметаллидных сплавов, в частности, сплавов на основе фазы  $\gamma(\text{TiAl})$  (далее  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавы).  $\gamma(\text{TiAl})$  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 легких ( $\rho \approx 4 \text{ г/см}^3$ )  $\gamma(\text{TiAl})$  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. Одной из причин низкой пластичности  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов является присутствие в них в качестве неосновной интерметаллидной  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  фазы, которая склонна к частичному разупорядочению и чрезвычайно хрупка. Необходимость ее присутствия в  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавах обусловлена формированием в них пластинчатой структуры с высокой плотностью когерентных и полукogerентных  $\gamma/\gamma$  и  $\gamma/\alpha_2$  границ, благоприятной для жаропрочности и вязкости разрушения. Настоящая работа нацелена на замещение  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  фазы другой интерметаллидной фазой –  $\tau_2(\text{Al}_2\text{TiFe}/\text{Al}_2\text{TiCo})$  или  $\tau_3(\text{Al}_3\text{NiTi}_2)$ , и переход от пластинчатой микроструктуры с высокой плотностью когерентных и полукogerентных границ, рассматриваемой для  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов в качестве наиболее предпочтительной, к матричной, упрочненной мелкодисперсными выделениями.

В настоящей работе изучали сплавы на основе Ti-45Al-x(Fe,Co,Ni) (ат. %). 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 были предложены химические составы сплавов, обеспечивающие в исходном литом состоянии формирование однородной пластинчатой или пластинчато-глобулярной микроструктуры с размером зерен/колоний  $d_{cp} \approx 100-200 \text{ мкм}$ , в случае сплавов, легированных железом или никелем и  $d_{cp} \approx 10-25 \text{ мкм}$ , в случае сплава, легированного кобальтом. В исследованных сплавах было обнаружено присутствие  $\gamma(\text{TiAl})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\tau_2(\text{Al}_2\text{TiFe}/\text{Al}_2\text{TiCo})$  или  $\tau_3(\text{Al}_3\text{NiTi}_2)$  фаз, соотношение которых составило 75:5:20 (для сплава Ti-45Al-Fe), 80:5:15 (для сплава Ti-45Al-Co), 60:20:20 (для сплава Ti-45Al-Ni), соответственно.

Для новых  $\gamma(\text{TiAl})$  сплавов, содержащих  $\tau_2(\text{Al}_2\text{TiFe}/\text{Al}_2\text{TiCo})$  или  $\tau_3(\text{Al}_3\text{NiTi}_2)$  фазу, подвергнутых гомогенизационному отжигу, были выполнены механические испытания на сжатие при комнатной и повышенной температурах. Сравнение полученных механических свойств показало, что сплав, легированный никелем, показывает относительно невысокие механические свойства, вероятно, это связано с высоким содержанием в структуре объемной доли  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  фазы. Сплавы, содержащие железо или кобальт, обладают относительно высокими показателями прочности и пластичности при  $T=20^\circ\text{C}$ :  $\sigma_{1.25}=780 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{\text{в}}=2080 \text{ МПа}$  и  $\varepsilon=28 \%$  (для сплава Ti-45Al-Fe) и  $\sigma_{1.25}=925 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{\text{в}}=1665 \text{ МПа}$  и  $\varepsilon=21 \%$  (для сплава Ti-45Al-Co); при  $T=800^\circ\text{C}$ :  $\sigma_{1.25} \approx 680 \text{ МПа}$  и  $\varepsilon=70 \%$  (для Ti-45Al-Fe и Ti-45Al-Co сплавов).

# МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОЕ НАГРУЖЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Наймарк О.Б., Банников М.В., Оборин В.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук, Пермь  
naimark@icmm.ru

В работе проведено исследование влияния микроструктуры чистого титана и сплава ВТ-6 на усталостную долговечность в гигацикловом режиме нагружения и качественных различий в механизмах образования усталостной трещины в много- и гигацикловых режимах нагружения.

Образцы из титана с различной микроструктурой: исходной поликристаллической с размером зерна 25 мкм и субмикрокристаллической, полученной в результате равноканального углового прессования в различных условиях: УМЗ-1 (отжиг при  $T = 450^{\circ}\text{C}$ , 8 проходов, волочение с 14 до 9 мм при  $T=200^{\circ}\text{C}$ ; размер зерна: 100-150 нм) и УМЗ-2 (отжиг при  $T = 450^{\circ}\text{C}$ , 4 прохода, теплая прокатка с 12 до 8 мм при  $T = 350^{\circ}\text{C}$ ; размер зерна 200 нм) и титанового сплава ВТ-6 разрушались в режимах много- и гигациклового усталости на ультразвуковой нагружающей машине [1]. Результаты усталостных испытаний изображены на сводном графике (Рис. 1).

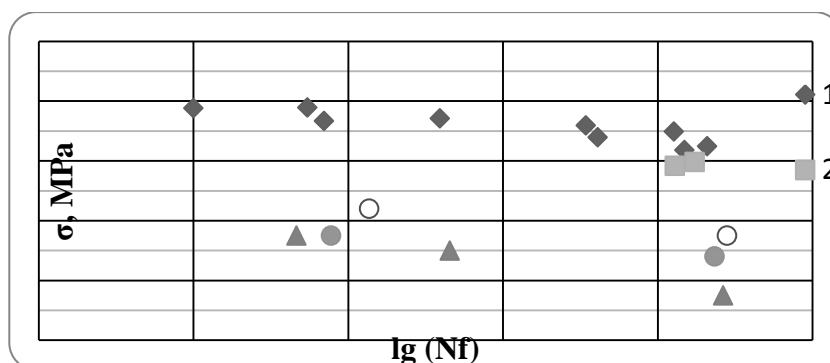


Рис. 1. Долговечность титана и его сплавов в режимах много- и гигациклового усталости  
1 – данные по усталостной долговечности для сплава Ti6Al4V Bathias [4];  
2 – Сплав ВТ-6; 3 – Ti Grade-4 в исходном состоянии; 4 – Ti Grade-4 в ультрамелкозернистом состоянии УМЗ-1; 5 – Ti Grade-4 в ультрамелкозернистом состоянии УМЗ-2.

Усталостная долговечность в гигацикловом режиме нагружения сплава титана ВТ-6 (Ti6Al4V) хорошо согласуется с данными работы [2]. Прослеживается предсказанное в [2] влияние микроструктуры материала на его усталостные характеристики в режиме гигациклового усталости. Субмикрокристаллическое состояние титана Ti-Grade-4 УМЗ-1 с наименьшим размером зерна  $\sim 150\text{нм}$  и более равновесным состоянием границ зерен проявляет самые высокие усталостные свойства по сравнению с состоянием УМЗ-2, где размер зерна составляет  $\sim 200\text{нм}$  и поликристаллическим состоянием структуры с размером 25 мкм. Механизмы инициирования и распространения усталостных трещин исследовались с помощью качественного и количественного анализа морфологии поверхностей разрушения.

## Литература

1. Bathias C. Piezoelectric fatigue testing machines and devices // International Journal of Fatigue. 2006. № 28. С. 1438-445.
2. Bathias C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. Marcel Dekker Publisher Co., 2005, 328 p.



## НЕОДНОРОДНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ МАСШТАБОВ В КРИСТАЛЛАХ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Мамин Б.Ф., Неверов В.А.

*ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский Мордовский государственный университет  
им. Н.П. Огарёва», Саранск*

borisfmamin@rambler.ru

В процессе роста кристаллов SiC может происходить образование различного вида неоднородностей, отрицательно влияющих на качество конечных объемных кристаллов большого диаметра. К ним, в первую очередь, следует отнести планарные дефекты, дислокации, несколько видов точечных дефектов, микропоры. Для их исследований, а также мониторинга качества выращенных кристаллов и эпитаксиальных слоев применяют различные методы, в том числе микрорентгеновскую томографию и метод малоуглового рентгеновского рассеяния (МУРР) [1].

Образцы монокристаллов SiC получены методом высокотемпературной сублимации. Кривые МУРР для двух исследованных образцов получены на малоугловом дифрактометре Necus S3 – MICRO. Анализ поведения зависимостей  $\log I(s) - s^2$  в области Гинье позволил оценить средние значения радиусов инерции рассеивающих неоднородностей – 25,3 нм и 24,1 нм. Характер изменения интенсивности  $I(s)$  за пределами области Гинье носит степенной характер, что соответствует фрактальному режиму рассеяния рентгеновского излучения. При этом неоднородности масштаба 35 – 50 нм представляют собой линейные фракталы с фрактальной размерностью 1,40 – 1,55, а неоднородности  $\sim 10 - 30$  нм – массовые фрактальные кластеры с фрактальными размерностями 2,10 – 2,20 и 2,70 – 2,80. Отметим, что неоднородности наноразмерного уровня не имеют фрактальных поверхностей раздела.

Томографические измерения проведены в лаборатории микрорентгеновского анализа Института физики и химии Мордовского государственного университета им. Н.П. Огарева с использованием рентгеновского микротомографа высокого разрешения SCYSCAN 1172. Анализ результатов сканирования и последующей трехмерной реконструкции изображения объекта позволил обнаружить в нём три типа неоднородностей микронных размеров: 1) включения, имеющие иную фазовую принадлежность; 2) закрытые поры; 3) открытые поры. Размеры пор изменяются в широких пределах, от нескольких микрометров до десятков микрометров. Встречаются отдельные открытые поры, размеры которых достигают сотен микрометров.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ, проект № 2980.

### Литература

1. Свергун Д.И., Фейгин Л.А. Рентгеновское и нейтронное малоугловое рассеяние. - М.: Наука, 1986. – 280 с.
2. Крючкова, С.Н. Бочаров Л.Ю. Закономерности распределения включений и неоднородностей изоморфного состава кристаллов в рядах  $(K,Rb)HC_8H_4O_4$  полученные методом рентгеновской микро- и нанотомографии // Материалы III Всероссийской научной конференции «Практическая микротомография». Тезисы докладов. С.115. Санкт-Петербург 2014 г.

# ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПРОМЫШЛЕННОГО ПСЕВДО-АЛЬФА ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-4Al-2V

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Бахметьев А.М.<sup>2</sup>, Сандлер Н.Г.<sup>2</sup>,  
Тряев П.В.<sup>2</sup>, Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>3</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>, Лопатин Ю.Г.<sup>1</sup>,  
Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Сысоев А.Н.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> *АО «ОКБМ Африкантов», г. Нижний Новгород*

<sup>3</sup> *НИТУ «МИСИС», г. Москва*

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступал псевдо- $\alpha$  сплав Ti-4Al-2V (промышленное обозначение ПТЗВ) в состоянии поставки. Испытания на межкристаллитную коррозию (МКК) проводились в смеси солей NaCl:KBr в течение 500 ч при температуре 250 °С. Субмикроструктурная (СМК) структура формировалась методом РКУ-прессования.

Проведенные исследования показали, что сплав в исходном состоянии имеет неоднородную структуру – в структуре сплава встречаются области с крупнозернистой (зона I) и мелкозернистой (зона II) структурой. Средний размер зерна в зоне I варьируется от 25-50 до 100-150 мкм, а в зоне II – средний размер зерна составляет 5-10 мкм.

Испытания на МКК показывают, что в структуре сплава ПТЗВ наблюдается два типа коррозионных дефектов. Более протяженные дефекты МКК первого типа наблюдаются преимущественно в областях структуры, средний размер зерна в которых намного превышает средний размер зерна основной мелкозернистой матрицы. Их глубина может достигать 500-700 мкм. Объемная доля таких дефектов МКК не превышает 5%. Более короткие дефекты МКК второго типа наблюдаются в мелкозернистых областях структуры. Их ширина мала, а среднее расстояние между ними составляет ~5-10 мкм. Глубина дефектов данного типа не превышает, как правило, 100-150 мкм.

Испытание на МКК СМК сплава ПТЗВ показывают, что характер процесса коррозии не изменяется и она также преимущественно развивается по границам зерен. Однако, глубина прокорродированного слоя в СМК сплаве не превышает ~100-150 мкм. Таким образом, формирование СМК структуры приводит к повышению стойкости сплава ПТЗВ к МКК.

Энергодисперсионный анализ показывает наличие в структуре сплава ПТЗВ в исходном состоянии двух типов границ зерен (ГЗ). Первый тип – это чистые ГЗ, концентрация алюминия в которых составляет  $3.8 \pm 0.9\%$ , а концентрация ванадия –  $1.9 \pm 0.2\%$ , что мало отличается от концентрации этих элементов в объеме материала. Второй тип границ – это ГЗ, концентрация ванадия в которых может достигать 10%. Встречаются также единичные границы, концентрация ванадия в которых достигает 16-18%, а концентрация алюминия – менее 1%. Концентрация алюминия в кристаллической решетке вблизи таких границ составляет ~4%, а концентрация ванадия ~1.6%. Отметим, что число таких границ невелико (менее 5%) и близко к объемной доле дефектов МКК первого типа.

Границы зерен в СМК сплаве ПТЗВ чистые, избыточная концентрация ванадия отсутствует, а разброс локальной концентрации алюминия и ванадия на различных границах зерен незначителен. Средняя концентрация алюминия на границе зерна СМК сплава составляет  $\sim 3.2 \pm 0.8\%$ , в объеме кристаллической решетки  $4.0 \pm 0.8\%$ . Средняя концентрация ванадия на границах зерен СМК сплава составляет  $1.9 \pm 0.3\%$ , а в решетке  $1.5 \pm 0.3\%$ . Межплоскостные расстояния соответствуют межплоскостным расстояниям  $\alpha$ -Ti.

В работе предложена модель изменения структурно-фазового состояния границ зерен титанового сплава при РКУП и их влияния на склонность сплава к МКК.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №16-13-00066).

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al-Mg И Al-Zn

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Козлова Н.А., Сахаров Н.В.,  
Бобров А.А., Смирнова Е.С., Сысоев А.Н.

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

В качестве объектов исследований выступали чистый Al (A99), сплавы системы Al-Mg (Al-1Mg, Al-3Mg, Al-5Mg) и сплавы системы Al-Zn (Al-1Zn, Al-3Zn, Al-5Zn), полученные методами вибрационного литья с последующей холодной деформацией прокаткой (степень предварительной деформации составляла 95%). Для аттестации микроструктуры сплавов использовались методы металлографии и растровой электронной микроскопии. Измерение микротвердости проводилось с помощью твердомера Duramin Struers-5. Отжиг деформированных образцов проводился в воздушной печи в интервале температур от 100 до 500 °С. Время отжига варьировалось от 1 мин до 3 ч.

На основании анализа зависимостей микротвердости, среднего размера зерна и объемной доли рекристаллизованной структуры от температуры 30-минутного отжига определялись температуры начала и окончания первичной рекристаллизации. Установлено, что легирование алюминия магнием (до 5%) приводит к повышению температуры начала первичной рекристаллизации от 250<sup>0</sup>С до 300<sup>0</sup>С-350<sup>0</sup>С. Легирование алюминия цинком (до 5%) приводит к уменьшению температуры начала рекристаллизации от 250<sup>0</sup>С до 200<sup>0</sup>С.

На стадии собирательной рекристаллизации проверялось выполнение соотношения Холла-Петча и определялась величина коэффициента зернограницного упрочнения  $K_{НР}$ . Показано, что введение магния в мелкозернистый алюминий не приводит к существенному изменению коэффициента Холла-Петча – величина коэффициента  $K_{НР}$  составляет 0.16-0.34 МПа·м<sup>1/2</sup>. Введение цинка в алюминий приводит к повышению величины  $K_{НР}$  от 0.23 МПа·м<sup>1/2</sup> до 1.29 МПа·м<sup>1/2</sup>. Проведенные электронно-микроскопические исследования показали, что при увеличении содержания цинка до 5% наблюдается выделение частиц второй фазы, располагающихся по границам зерен рекристаллизованной структуры.

Для анализа влияния легирующих элементов на диффузионные свойства границ зерен проводился расчет величины энергии активации собирательной рекристаллизации  $Q_R$ . Для определения энергии активации  $Q_{R2}$  использовались зависимости среднего размера зерна от температуры отжига в полулогарифмических координатах  $\ln(d^2-d_0^2) - T_m/T$  (где  $T_m$  – абсолютная температура плавления (в К)). Установлено, что повышение концентрации магния в алюминии от 0% до 5% приводит к увеличению энергии активации зернограницной диффузии от 10.4 кТ<sub>м</sub> до 16.7 кТ<sub>м</sub>, а повышение концентрации цинка от 0% до 5% приводит к уменьшению энергии активации зернограницной диффузии от 10.4 кТ<sub>м</sub> до 8.3 кТ<sub>м</sub>.

Для объяснения полученных результатов использованы подходы теории неравновесных границ зерен в металлах, в рамках которой показано, что диффузионные свойства границ зерен зависят не только от концентрации легирующих элементов, но и от соотношения атомных радиусов кристаллической решетки и легирующего элемента. Показано, что введение в алюминий магния, атомный радиус которого ( $r_{Mg}=0.160 \text{ \AA}$ ) больше атомного радиуса алюминия ( $r_{Al}=0.143 \text{ \AA}$ ), приводит к увеличению энергии активации  $Q_b$ , а «введение» цинка ( $r_{Zn}=0.138 \text{ \AA}$ ) приводит к уменьшению энергии  $Q_b$ .

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-03-08969\_a) и Министерства образования и науки РФ.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК СЕРЕБРА И ОЛОВА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ ВЫСОКОЧИСТОЙ МЕДИ

**Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Ланцев Е.А., Шадрин Я.С.,  
Бобров А.А., Смирнова Е.С., Лопатин Ю.Г., Сысоев А.Н.**

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

В качестве объекта исследований выступала высокочистая медь М00к, а также сплавы систем Cu-Sn (Cu-1Sn, Cu-2Sn, Cu-3Sn) и Cu-Ag (Cu-0.1Ag, Cu-0.25Ag, Cu-0.5Ag), полученные методами индукционного литья с последующей холодной деформацией прокаткой. Суммарная степень деформации составляла 65% и 95%. Концентрация олова и серебра в сплавах не превышала предела растворимости.

Выбор олова и серебра в качестве легирующего элемента обусловлен их повышенной склонностью к образованию зернограничных сегрегаций. Кроме этого, атомный радиус олова ( $a_{Sn}=0.158 \text{ \AA}$ ) и серебра ( $a_{Ag}=0.144 \text{ \AA}$ ) больше атомного радиуса меди ( $a_{Cu}=0.128 \text{ \AA}$ ) что, в соответствии с теорией неравновесных границ зерен, должно приводить к замедлению процесса зернограничной диффузии в меди и, как следствие, обеспечивать повышение температуры начала рекристаллизации при отжиге сильнодеформированной меди.

Структура сплавов исследовалась с помощью металлографического микроскопа Leica IM DRM, а также растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализатором INCA 350. В процессе исследования измерялась объемная доля рекристаллизованной структуры и средний размер рекристаллизованного зерна в зависимости от температуры и времени отжига. Микротвердость ( $H_{\mu}$ ) сплавов измерялась при помощи твердомера Duramin Struers-5. В ходе эксперимента строилась зависимость микротвердости от температуры отжига. Величина коэффициента Холла-Петча определялась на стадии собирательной рекристаллизации по углу наклона зависимости  $H_{\mu}-1/d^{1/2}$ .

Проведены экспериментальные исследования процесса рекристаллизации при отжиге деформированной меди и сплавов системы Cu – Ag. Показано, что «введение» серебра в медь (до 0.5%) приводит к повышению температуры начала рекристаллизации  $T_1$ , обусловленное повышением энергии активации процесса зернограничной диффузии, от 225°C до 400°C для степени деформации 65%, и от 200°C до 350°C для степени деформации 95%.

Рассчитаны значения энергии активации первичной и собирательной рекристаллизации. Установлено, что легирование мелкозернистой меди серебром (до 0.5%) приводит к повышению энергии первичной рекристаллизации  $Q_{R1}$  от 6.5 кТ<sub>м</sub> до 16.3 кТ<sub>м</sub> для образцов со степенью деформации 65%. Энергия активации  $Q_{R1}$  для образцов подвергнутых деформации до степени 95% оказывается немного меньше и с повышением содержания Ag от 0 до 0.5% увеличивается от 5.9 кТ<sub>м</sub> до 13.8 кТ<sub>м</sub>. Энергия активации  $Q_{R2}$  при этом повышается от 7.9-8.7 кТ<sub>м</sub> до 13.2-13.9 кТ<sub>м</sub> и слабо зависит от степени предварительной деформации.

Введение в высокочистую медь олова (до 3%) приводит к повышению  $T_1$  до 350 °С и до 300 °С для образцов, подвергнутых предварительной деформации прокаткой до 65% и 95%, соответственно. Анализ результатов исследований кинетики первичной рекристаллизации показывает, что легирование высокочистой меди оловом приводит к повышению энергии активации первичной рекристаллизации до 9.6%. Степень деформации, при этом, в пределах экспериментальной погрешности  $\pm 1.5 \text{ кТ}_m$  не оказывает существенного влияния на  $Q_{R1}$ .

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты №14-08-00089-а, 15-08-09298\_а) и Министерства образования и науки РФ.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ WC-Co, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

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

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

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

В качестве объекта исследований выступали порошки  $\alpha$ -WC с удельной поверхностью  $S_{уд}=6-8 \text{ м}^2/\text{г}$  и содержанием общего углерода  $C_{общ}=6.12-6.35\%$  масс. Нанопорошки  $\alpha$ -WC с различным содержанием кобальта (6-10 вес.%) получены осаждением соли кобальта из раствора с последующим восстановлением водородом.

Спекание нанопорошков осуществлялось методом электроимпульсного плазменного спекания (установка «Dr. Sinter model SPS-625»). При помощи дилатометра определялась зависимость усадки нанопорошков от температуры нагрева  $L(T)$ . Для анализа кинетики спекания зависимости  $L(T)$  преобразовывались в графики уплотнения  $\rho/\rho_{th}-T$ , где  $\rho_{th}$  – теоретическая плотность. Энергия активации спекания определялась по углу наклона зависимости  $\ln(\ln[(\rho/\rho_{th})/(1-\rho/\rho_{th})]) - T_m/T$ .

Проведенные исследования показали, что малая насыпная масса и газы, адсорбированные на поверхности частиц в процессе синтеза и хранения, мешают достижению высокой плотности при спекании ультрамелкозернистых (УМЗ) твердых сплавов WC-Co. Для достижения её требуется дегазация при температурах ниже начала усадки, но в условиях протекания карботермической реакции. Это позволяет использовать нанопорошки WC и WC-Co с избыточным содержанием свободного углерода.

Установлено, что для получения образцов с высокими механическими свойствами нанопорошок карбида вольфрама должен содержать фазу только монокарбида  $\alpha$ -WC без примеси других вольфрам-содержащих фаз, присутствие которых приводит к аномальному росту зерна еще на стадии твердофазного спекания.

Показано, что образцы твердых сплавов, спеченные из нанопорошков карбидов имеют значительно более высокую твердость и более высокую трещиностойкость. С использованием технологии плазмохимического синтеза и ЭИПС удается получать образцы УМЗ карбида вольфрама и твердых сплавов WC-Co, механические свойства которых существенно превосходят свойства обычных мелкозернистых материалов, получаемых методами вакуумного спекания и горячего прессования.

Основные закономерности эволюции структуры при ЭИПС в случае малых скоростей нагрева носят достаточно общий характер и являются общими как для обычного вакуумного спекания, так и для горячего прессования. Отличительной особенностью метода ЭИПС является возможность спекания нанопорошков при более низких температурах, что способствует формированию УМЗ структуры с одновременно более высокой плотностью. Это становится возможным не только за счет существенного уменьшения характерного пути диффузионного массопереноса в УМЗ структуре, но и за счет «включения» дополнительного механизма массопереноса, связанного с неравновесными границами зерен в УМЗ материалах.

Предложена качественная модель эволюции структуры нанопорошковых композиций WC-Co при ЭИПС, позволяющая объяснить влияние объемной доли частиц нестехиометрической фазы параметры структуры спекаемых материалов и энергию активации спекания в условиях высокоскоростного нагрева.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-33-21007\_мол\_а\_вед).

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СПЕКАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Болдин М.С.<sup>1</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1</sup>, Баранов Г.В.<sup>2</sup>,  
Белов В.Ю.<sup>2</sup>, Трушин В.Н.<sup>1</sup>, Попов А.А.<sup>1</sup>, Мелехин Н.Н.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> *ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», г. Саров, Нижегородская обл.  
nokhrin@nifti.unn.ru*

В качестве объектов исследования выступали сплавы 95W-3.5Ni-1.5Fe и 90W-7.5Ni-2.0Fe-0.5Co. Порошки получали путем высокоэнергетической механоактивации (ВМА) исходных крупнозернистых порошков W, Ni, Fe и Co в планетарной мельнице. Спекание порошков проводили методом «Spark Plasma Sintering» и методом свободного спекания в водороде. Исследования структуры сплавов проводились методом растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа. Для исследования механических свойств спеченных образцов использовались релаксационные испытания, позволяющая определять в испытаниях на сжатие величину предела макроупругости ( $\sigma_0$ ) и предела текучести ( $\sigma_y$ ). Величина коэффициента Холла-Петча определялась по формуле:  $K=(\sigma_y-\sigma_0)d^{1/2}$ .

Показано, что в процессе ВМА происходит измельчение порошков вольфрама от начального размера 3-5 мкм до 80-100 нм с одновременным формированием сильно пересыщенного твердого раствора вольфрама в  $\gamma$ -фазе на основе никеля. Установлено, что после ВМА наночастицы вольфрама имеют структуру «ядро - оболочка», в поверхностном слое которых сформирован пересыщенный твердый раствор никеля в вольфраме.

Установлено, что зависимость плотности механоактивированных сплавов от температуры спекания имеет немонотонный характер с максимумом, соответствующим оптимальной температуре спекания, обусловленный формированием неравновесного твердого раствора вольфрама в  $\gamma$ -фазе, приводит к снижению оптимальной температуры спекания сплавов.

Методом ВМА и «Spark Plasma Sintering» получены образцы мелкозернистых сплавов W-Ni-Fe с высокими механическими свойствами. Анализ результатов исследований механических свойств показывает, что зависимость предела текучести  $\sigma_y$  от размера зерна  $d$  в координатах  $\sigma_y-1/d^{1/2}$  может быть интерполирована прямой линией. Это означает, что для исследуемых сплавов выполняется соотношение Холла-Петча:  $\sigma_y=\sigma_0+K\cdot d^{-1/2}$ , где  $K$  – коэффициент зернограницного упрочнения, описывающий вклад границ зерен в прочность сплава, величина которого зависит от структурного состояния границ зерен. Установлено, что с увеличением размера зерна наблюдается увеличение коэффициента  $K$ . Минимальные значения  $K\sim 0.1-0.3$  МПа·м<sup>1/2</sup> наблюдаются для сплавов, в которых рост зерна был минимален (наблюдался рост частиц  $\alpha$ -W от начального размера  $\sim 0.1$  мкм до 0.95-1.1 мкм). Максимальные значения  $K\sim 1.6-1.9$  МПа·м<sup>1/2</sup> наблюдаются для механоактивированных сплавов, в процессе спекания которых наблюдается заметный рост зерна (от начального размера частиц  $\sim 1$  мкм до 50 мкм).

Показано, что причиной увеличения коэффициента  $K$  при росте зерна является наличие пересыщенного твердого раствора вольфрама в  $\gamma$ -фазе. Мигрирующая с большой скоростью межфазная ( $\alpha$ - $\gamma$ )-граница «замедляет» атомы вольфрама, расположенные в  $\gamma$ -фазе. Это приводит к тому, что впереди мигрирующей ( $\alpha$ - $\gamma$ )-границы создается тонкий слой из сильно пересыщенного твердого раствора атомов вольфрама в  $\gamma$ -фазе, который дает дополнительный вклад в повышение  $K$  и частично «компенсирует» уменьшение прочности сплава, связанное с ростом зерна.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ (грант № НШ-7179.2016.8).

## СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ СТАТИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14 ПОСЛЕ КОВКИ И ПРОКАТКИ ПРИ 300°C

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

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 450001 Уфа, Россия*  
Dnugmanov@imsp.ru

Проведен анализ влияния параметров зеренной структуры, фазового состава и кристаллографической текстуры горячепрессованного прутка из магниевого сплава МА14 (Mg-6Zn-0,6Zr), подвергнутого термомеханической обработке (ТМО), сочетавшей всестороннюю изотермическую ковку (ВИК) и изотермическую прокатку (ИП) при 300°C, на характеристики и анизотропию его статической прочности при растяжении при комнатной температуре. Параметры структуры и текстуры оценивали с использованием стандартных методик просвечивающей и растровой электронной микроскопии (ПЭМ и РЭМ), включая анализ дифракции обратно - отраженных электронов (EBSD анализ) и съемку в режиме обратно - рассеянных электронов (BSE). По ПЭМ изображениям, РЭМ-EBSD картам и BSE-снимкам анализировали однородность, форму, распределение по размерам и долю (суб)зерен и частиц вторых фаз, спектр разориентировок межкристаллитных границ, прямые и обратные полюсные фигуры. Испытания на растяжение проводили на образцах, вырезанных вдоль и поперек оси прессования исходного прутка, последней оси деформации при ВИК или оси прокатки.

Установлено, что исходная структура прутка, представлявшая собой чередование грубых волокон и мелких ( $d \sim 9,0$  мкм) равноосных зерен, в результате ковки с суммарной степенью деформации  $\epsilon \sim 7.2$  преобразуется в сравнительно гомогенную мелкозернистую структуру с равноосными зёрнами диаметром  $\sim 5$  мкм и долей высокоугловых границ  $\sim 90$  %. Одновременно при ВИК устраняется строчечность, образованная цепочками грубых частиц избыточных фаз (преимущественно фазы  $MgZn_2$ ), ориентированных вдоль оси прутка. Этот процесс сопровождался измельчением таких частиц без явного изменения их объемной доли и коэффициента формы. При ВИК аксиальная текстура горячепрессованного прутка трансформировалась в однокомпонентную текстуру с максимумом плотности больше 5-ти вблизи  $\{11\bar{2}2\}$ , при этом она становилась в два раза слабее, чем в исходном прутке. После же последующей прокатки с  $\epsilon \sim 1,6$  формировалась сильная  $\{0001\}$  текстура с максимальной интенсивностью около 21,6, однородная мелкозернистая структура со средним размером зерен 1,6 мкм.

По сравнению со свойствами исходного прутка в состоянии Т6, ВИК заметно (около 30%) снизила предел текучести сплава в долевом направлении и почти в два раза повысила относительное удлинение в обоих направлениях. В результате, сплав демонстрировал изотропное поведение, как по прочностным параметрам, так и по пластичности. Причина заключалась в том, что формирование мелкозернистой структуры и ослабление текстуры увеличивали долю зерен, благоприятно ориентированных для развития легкого базисного скольжения. Последующая ИП, несмотря на сильное текстурирование мелкозернистой структуры, почти изотропно в плоскости прокатки повысила пределы текучести и прочности сплава, снизив на  $\sim 10\%$  удлинения и придав ему новый баланс параметров статической прочности, превышающий наблюдавшийся в дисперсионно-упрочненном полуфабрикате.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ В ТИТАНЕ ВТ1-00 С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Нургалеева К.А., Астанин В.В., Киселева С.К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
butterfly2602@mail.ru

Цель работы – исследование процессов двойникования с помощью акустической эмиссии во время проведения механических испытаний на одноосное растяжение.

В качестве материала исследования использовали горячекатаный пруток титана ВТ1-00, микроструктура которого в исходном состоянии состоит из зерен  $\alpha$ -фазы правильной формы со средним размером  $d_{ср}=27\pm 2$  мкм. В  $13\pm 3$  % зерен обнаружены двойники отжига.

Цилиндрические заготовки из исследуемого материала ВТ1-00 в состоянии поставки с диаметром  $d=10$  мм и длиной  $l=60$  мм подвергали интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре  $t=400^\circ\text{C}$ : угол пересечения каналов  $2\varphi=120^\circ$ ; маршрут  $BC$ . Были получены три вида образцов с различным числом проходов:  $n=2;4;8$ . После каждого прохода образцы охлаждались на воздухе.

После двух проходов РКУП в микроструктуре увеличилось значение объемной доли зерен с двойниками, которое составило  $V_{дв}=59,0\pm 4,0\%$ . Четыре прохода РКУП привели к еще большему увеличению числа зерен, содержащих двойники ( $V_{дв}=90,0\pm 2,5\%$ ). После восьми проходов РКУП микроструктура равномерно заполнена фрагментами мелких двойников. Таким образом, был получен набор образцов с различным размером структурных элементов и количеством исходных двойников. Для того, чтобы проследить динамику их развития, был применен метод акустической эмиссии при растяжении.

На рис. 1а представлена фотография микроструктуры титана ВТ1-00 после растяжения с исходного состояния в области близкой к излому образца. Количество двойников при этом увеличилось, объемная доля зерен с двойниками составляет  $V_{дв}=23,0\pm 5,0\%$ . Наибольшая акустическая активность с амплитудой до 70 дБ возникает до макроскопического предела текучести (рис. 1б). На стадии однородного течения активность снижается, и новый подъем наблюдается в области предела прочности. Сопоставляя акустические и металлографические данные видно, что на начальной стадии деформации акустическая активность обусловлена двойникованием, а на конечной – микрокавитацией. Растяжение образцов, подвергнутых РКУП, также приводит к увеличению количества двойников в структуре. Причем сигналы акустической эмиссии возникают при больших напряжениях, но амплитуда их ниже. Это согласуется с уменьшением размеров двойников и структурных элементов в целом, что подтверждается металлографическими исследованиями.

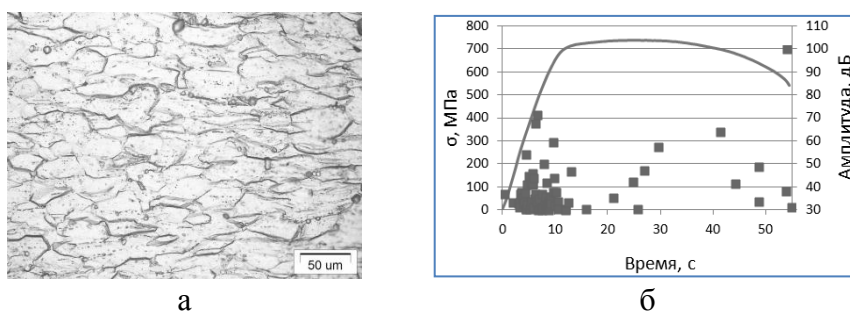


Рис.1. Способы обнаружения двойников в титане ВТ1-00:  
а – оптика; б – акустическая эмиссия

С увеличением количества проходов РКУП отмеченные закономерности сохраняются.



# ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СФЕРИЧЕСКИХ ПОЛЫХ МИКРОЧАСТИЦ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Овечкина Т. А., Грызунова Н. Н., Викарчук А. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти  
nfy94@inbox.ru

Особый интерес для науки и практики представляют порошки в виде полых микросфер. Порошки из частиц с полостью внутри могут использоваться в качестве капсул для хранения и транспортировки различных веществ, а также в различных каталитических процессах.

В данной работе предлагается получать микросферы из икосаэдрических медных частиц (ИМЧ) предварительно полученных методом электроосаждения из раствора сернокислого электролита (рис. 1 а).

Ранее в работе [1] были проведены структурные исследования ИМЧ и предложен возможный механизм формирования в них полости. В работе [2] изложен термодинамический подход объяснения возникновения полости в ИМЧ в процессе их отжига. В работах этих авторов была показана потенциальная возможность создания порошков с полостью внутри из ИМЧ. Однако, на практике было обнаружено, что ИМЧ спекаются на воздухе уже при температурах 200-250 °С (рис. 1б) [3]. Поэтому получение порошков состоящих из микросфер путем простого отжига ИМЧ не возможно.

В результате проведенных исследований, предлагается получать порошки, используя особый технологический прием - термообработку медных порошков из ИМЧ в потоке горячего воздуха. При этом частицы постоянно находятся в подвижном состоянии в течение всего времени их отжига, что не позволяет им спекаться (рис. 1в). Данный технологический прием был положен в основу способа получения порошков, который нами патентуется.

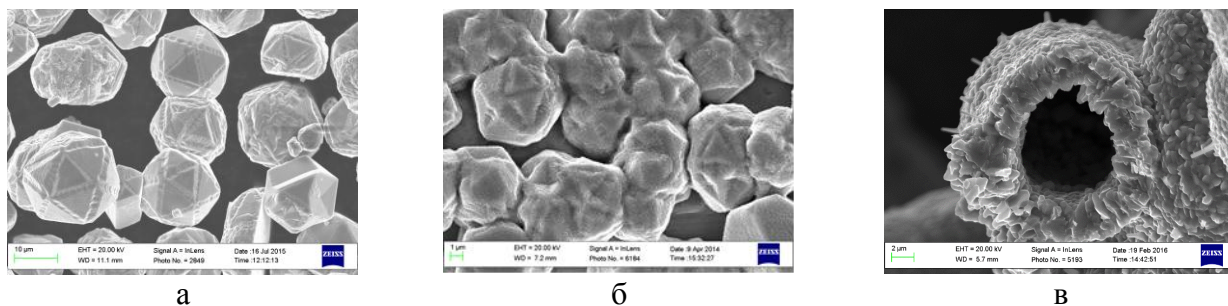


Рис. 1. Порошок из отдельных ИМЧ меди (а); спекание частиц при 210 °С (б) [3]; частица порошка с полостью внутри, полученная после отжига (в)

*Экспериментальная часть работы выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, договор №14.В25.31.0011.*

## Литература

1. Викарчук А.А. Исследование механизма формирования в металлических пентагональных нитевидных кристаллах икосаэдрических частицах внутренней полости // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2009. Т. 6. №2. С. 70-75.
2. Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A. Thermodynamics of cavity formation in pentagonal crystals during electrodeposition of copper // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*. 2005. Vol. 69. № 9. P. 1548-1553.
3. Gryzunova N.N., Denisova A.G., Yasnikov I.S., Vikarchuk A.A. Preparation of Materials with a Developed Surface by Thermal Treatment and Chemical Etching of Electrodeposited Icosahedral Small Copper Particles // *Russian Journal of Electrochemistry*, 2015. Vol.51. №12. P.1176-1179.

## МЕЛКОДИСПЕРСНЫЙ ТИТАНАТ БАРИЯ, СИНТЕЗИРОВАННЫЙ НА СОЛНЕЧНОЙ ПЕЧИ

Пайзуллаханов Мухаммад-Султанхан, Атабаев Илхам Гафурович

*Институт материаловедения НПО «Физика-Солнце» АН РУз, Ташкент, Узбекистан  
fayz@bk.ru*

Пьезокерамический материал титанат бария ( $\text{BaTiO}_3$ ) является перспективным материалом для разработки и производства малого размера многослойных конденсаторов нового поколения, тонкоплёночных варисторов. Структура и диэлектрические свойства сегнетоэлектриков, в том числе титаната бария, существенно зависят от размера частиц. Современный технологический уровень позволяет получить наноразмерный  $\text{BaTiO}_3$  проявляющий улучшенные параметры чистоты, дефектности и диэлектрических свойств.

Анализ состояния изученности особенностей способов синтеза показывает, что при твердофазном синтезе нельзя получить стехиометрические составы в наноразмерном диапазоне вследствие низкой степени гомогенизации компонентов и неконтролируемой агрегации частиц. Метод СВС также имеет недостатки в отношении степени спекания керамики. При механически активированном методе синтеза повышается реакционность поверхности а также повышается степень загрязнения продукта за счет абразивного износа используемого оборудования, и для завершения синтеза необходима дополнительная высокотемпературная обработка. Предлагаемый нами метод синтеза титаната бария из его расплава, полученного на солнечной печи, позволяет получить более дисперсные порошки, и керамика на базе такого материала проявляет высокие значения диэлектрической проницаемости и низкие диэлектрические потери.

Дефекты в кристаллических решетках – их количество и тип зависят от параметров технологического процесса синтеза. Исследования процессов синтеза материалов в поле концентрированного светового излучения показали, что такое воздействие повышает скорость физико-химических процессов структурирования и деструкции. Возможность мгновенного воздействия концентрированного светового потока высокой плотности (вплоть до  $700 \text{ Вт/см}^2$ ), плавки, сверхбыстрой закалки из расплава позволяет фиксировать высокотемпературные фазы определенного наноразмера с различной степенью дефектности.

Размер кристаллитов, оцененный по ширине пика рентгеновских отражений по Дебаю-Шерреру, составил  $d \sim 30 - 70 \text{ нм}$ .

Анализ показывает, что поликристаллический титанат бария представляет собой керамику, в которой имеются хаотически расположенные друг относительно друга отдельные микрокристаллики и прослойки стекловидной фазы. Массовое содержание стекловидной фазы зависит от скорости охлаждения расплава и составляет от 1 до 25 %. При довольно высоких температурах спекания массовое содержание стекловидной фазы снижается до 1 – 2 %.

Таким образом, при синтезе из расплава, полученного воздействием концентрированного светового излучения, формируется особенная микроструктура, подобно стеклокристаллической, придающая материалу высокие диэлектрические свойства. Такие материалы могут быть использованы в составе конденсаторов, электролюминесцентных источников света и других электронных устройств.

# КОРРЕЛЯЦИЯ ТЕКСТУРЫ И МИКРОСТРУКТУРЫ В ВТСП КЕРАМИКЕ $\text{Bi(Pb)2223}$ , ДЕФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

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 керамике  $\text{Bi(Pb)2223}$  перспективен метод горячего кручения под квазигидростатическим давлением (КГД) [1]. С помощью КГД при температуре  $T_d=865^\circ\text{C}$  и угле кручения  $\alpha=10^\circ$  была достигнута высокая степень остроты базисной текстуры (фактор Лотгеринга  $F=0,996$ ) [2]. На сверхпроводящие свойства также влияет микроструктура, поэтому целью данной работы было изучить микроструктурные изменения в ВТСП-керамике  $\text{Bi(Pb)2223}$  в процессе горячего КГД.

Исходные образцы  $\text{Bi(Pb)2223}$  в форме таблеток ( $\varnothing \approx 8$  мм и  $h \approx 1,5$  мм) были получены двухэтапным спеканием с промежуточным перетиранием при  $T=855^\circ\text{C}$ . Длительность спекания на каждом этапе составила  $t=20$  ч. Далее образцы подвергали КГД по следующим режимам:  $T_d=845 - 885^\circ\text{C}$ ,  $P=10$  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,  $\alpha=1-10^\circ$ .

Обнаружена корреляция размеров матричной фазы  $\text{Bi(Pb)2223}$  и вторичных фаз со степенью остроты базисной текстуры (Рис. 1): при увеличении  $\alpha$  происходит рост как колоний зерен матричной фазы, так и частиц вторичных фаз. Максимуму текстуры соответствует максимальный размер колоний матричной фазы и частиц вторичных фаз. При дальнейшем увеличении  $\alpha$  текстура размывается, а микроструктура измельчается. Измельчение колоний зерен матричной фазы и частиц вторичных фаз, по-видимому, вызвано динамической рекристаллизацией. Обсуждается взаимосвязь текстуры и микроструктуры.

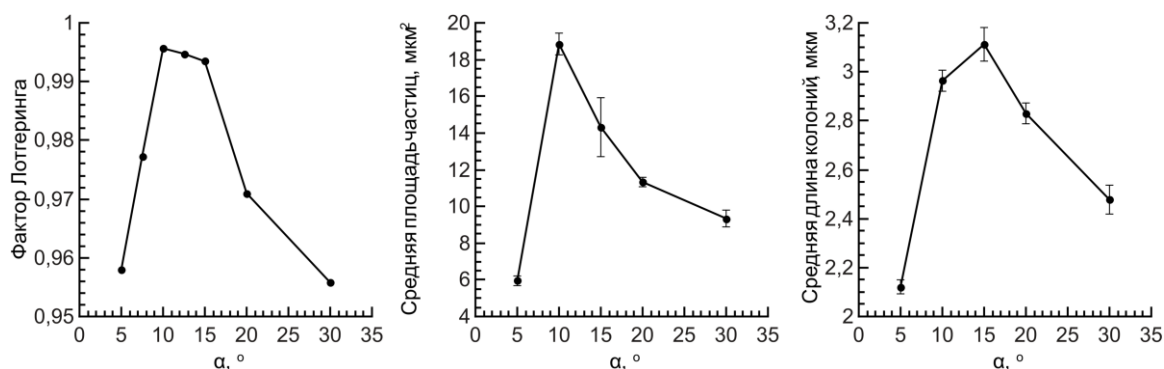


Рис. 1 - Зависимость фактора Лотгеринга, средней площади частиц вторичных фаз и средней длины колоний матричной фазы от угла кручения при  $T_d=865^\circ\text{C}$ .

## Литература

1. Imayev M. F. et al. Microstructure, texture and superconducting properties of  $\text{Bi2212}$  ceramics, deformed by torsion under pressure //Physica C: Superconductivity. – 2007. – Т. 467. – №. 1. – С. 14-26.
2. Имаев М.Ф., Пархимович Н.Ю. Структура 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.

## ЭФФЕКТИВНЫЙ РАДИУС ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В Ni

Полетаев Г.М., Новоселова Д.В., Кайгородова В.М., Старостенков М.Д.

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

Тройной стык зерен представляет собой линейный дефект, вдоль которого сопрягаются три различно ориентированных зерна (три зернограничных поверхности). Согласно многочисленным экспериментальным данным, диффузия в области тройного стыка протекает более интенсивно, чем вдоль границ зерен, а сам тройной стык зачастую характеризуется относительно более «рыхлой» структурой (даже с включениями аморфной фазы) с более высоким содержанием свободного объема по сравнению с образующими этот стык границами зерен. Ранее, в работе [1], было показано, что тройные стыки, содержащие избыточный свободный объем, преимущественно образуются в процессе кристаллизации в результате «запираания» плотности жидкой фазы при встрече трех фронтов кристаллизации и, как следствие, концентрирования избыточного свободного объема в тройном стыке после затвердевания. Настоящая работа посвящена исследованию энергетического и диффузионного радиусов тройных стыков границ зерен наклона в никеле в зависимости от содержания в стыке избыточного свободного объема.

Молекулярно-динамическое моделирование проводилось на примере никеля. Рассматривались тройные стыки границ наклона с осями разориентации  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ . Взаимодействия атомов никеля друг с другом описывались многочастичным потенциалом Клери-Розато [2]. Тройной стык создавался путем моделирования встречи трех фронтов кристаллизации. Расчетный блок в форме цилиндра нагревался до температуры, значительно превышающей температуру плавления. После того как моделируемый поликристалл становился жидким, включался термостат и проводилось выдерживание при постоянной температуре ниже температуры плавления. Жесткие границы (т.е. жестко закрепленные атомы на боковой поверхности цилиндрического расчетного блока) имитировали в данном случае фронты кристаллизации от трех центров кристаллизации.

Для тройных стыков границ наклона  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ , содержащих различное количество избыточного свободного объема, были получены зависимости энергии образования и коэффициента самодиффузии вдоль тройного стыка от радиуса расчетной области. Эффективный радиус тройного стыка, согласно [3], можно найти по отклонению теоретических зависимостей от фактических: в случае зависимости энергии образования таким образом можно найти эффективный энергетический радиус, в случае зависимости коэффициента диффузии – диффузионный радиус. Как показали исследования, проведенные в настоящей работе, эти радиусы в значительной степени совпадают для одного и того же значения свободного объема. С ростом содержания свободного объема в стыке, как и следовало ожидать, увеличивается эффективный радиус стыка, а также его диффузионная проницаемость.

### Литература

1. *Poletaev G.M., Novoselova D.V., Kaygorodova V.M.* The causes of formation of the triple junctions of grain boundaries containing excess free volume in fcc metals at crystallization // *Solid State Phenomena*. 2016. V. 249. P. 3.
2. *Cleri F., Rosato V.* Tight-binding potentials for transition metals and alloys // *Physical Review B*. 1993. V. 48, № 1. P. 22.
3. *Полетаев Г.М., Дмитриенко Д.В., Дябденков В.В., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д.* Молекулярно-динамическое исследование диффузионной проницаемости тройных стыков границ наклона и границ смешанного типа в никеле // *Физика твердого тела*. 2013. Т. 55, № 9. С. 1804.

## ОБРАЗОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ ПОЛОСТЕЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА НА ВОЗДУХЕ

Приезжева А.Н.<sup>1</sup>, Дорогов М.В.<sup>1</sup>, Тюрков М.Н.<sup>1</sup>, Абдугаффарова К.К.<sup>1</sup>, Викарчук А.А.<sup>1</sup>, Романов А.Е.<sup>1,2,3</sup>

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский университет ИТМО, Санкт-Петербург

<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург

ang-aan@yandex.ru

Икосаэдрические малые частицы (ИМЧ) меди обладают пентагональной симметрией, имеют 6 осей симметрии 5-го порядка, 12 вершин, огранку в виде 20 граней из атомных плоскостей {111} и необычную структуру, содержащую частичные дисклинации и обрывающиеся на них двойниковые границы. Отличительной особенностью ИМЧ является огромная запасенная объемная упругая энергия, зависящая от размера ИМЧ [1].

Первые упоминания о возникновении внутренних полостей в медных ИМЧ связаны с химическим травлением частиц [2], дальнейшие исследования лишь подтвердили данные результаты [3, 4]. В данной работе обсуждается образование внутренних полостей в процессе отжига на воздухе как в обычных частицах меди [5, 6], так и в ИМЧ [7].

ИМЧ меди получены электроосаждением медных частиц на сетчатый носитель из нержавеющей стали. Электроосаждение меди проводили в потенциостатическом режиме при катодном перенапряжении -75 мВ в течение 15–25 минут. Отжиг образцов проводили при различных температурах в кислородсодержащей атмосфере. После отжига проводили резку частиц в рабочей камере СЭМ FEI Helios Nanolab 600.

Отжиг ИМЧ меди в кислородсодержащей атмосфере в течение 3-4 часов приводит к образованию в медных ИМЧ внутренних полостей с ядром и без него, окруженного слоистыми оболочками из оксидов меди.

*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 ЖЭТФ **97** № 10 (2013) 682-686.
2. Ясников И.С., Викарчук А.А. К вопросу о существовании полостей в икосаэдрических малых металлических частицах электролитического происхождения // Письма в ЖЭТФ **83** вып. 1 (2006) 46-49.
3. Ясников И.С., Викарчук А.А. Эволюция образования и роста полости в пентагональных кристаллах электролитического происхождения // ФТТ **48** № 8 (2006) 1352-1357.
4. Ясников И.С. Механизм формирования полостей в икосаэдрических малых металлических частицах электролитического происхождения // ФТТ **49** № 7 (2007) 31167-1171.
5. Teo J. J., Yu C., Zeng H. C. Fabrications of hollow nanocubes of Cu<sub>2</sub>O and Cu via reductive self-assembly of CuO nanocrystals // Langmuir **22**(2006) 7369-7377.
6. Qin Y., Zhang F., Chen Yu., Zhou Y., Li J., Zhu A., Luo Y., Tian Y., Yang J. Hierarchically porous CuO hollow spheres fabricated via a one-pot template-free method for high-performance gas sensors // J. Phys. Chem. **116** (2012) 11994-12000.
7. Викарчук А.А., Дорогов М.В. Особенности эволюции структуры и морфологии поверхности икосаэдрических частиц меди в процессе отжига // Письма в ЖЭТФ **97** вып. 9 (2013) 682-686.

# ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СПЛАВА V–Cr–Zr–W В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Смирнов И. В.<sup>1,2</sup>, Радишевский В. Л.<sup>1</sup>, Дитенберг И. А.<sup>1,2,3</sup>, Гриняев К. В.<sup>1,2,3</sup>,  
Тюменцев А. Н.<sup>1,2,3</sup>, Корзников А. В.<sup>4</sup>, Чернов В.М.<sup>5</sup>

<sup>1</sup>НИ Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>4</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>5</sup>ОАО Высокотехнологический научно-исследовательский институт  
неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва

smirnov\_iv@bk.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также путем микроиндентирования, проведено исследование влияния температуры отжига (в интервале 700–1200 °С) на параметры микроструктуры и уровень микротвердости наноструктурированного ванадиевого сплава системы V–Cr–Zr–W. Указанный сплав с высоким эффектом дисперсного упрочнения предварительно был подвергнут большой пластической деформации кручением под давлением [1], что привело к формированию анизотропной субмикроструктурной структуры. Размеры зерен в направлениях, параллельных плоскости наковален, находятся в интервале 70–700 нм, в то время как в направлении оси кручения они составляют 50–200 нм.

Установлено, что при 800 °С начинается первичная рекристаллизация: происходит зарождение и рост зерен (50–250 нм), форма которых близка к равноосной. При температуре отжига 900 °С наблюдается быстрый рост зерен до 0.7–1.7 мкм при неизменных значениях  $H_u$  ( $\approx 3.5$  ГПа), что свидетельствует о сохранении субструктурного упрочнения за счет закрепления дефектной структуры мелкодисперсными частицами вторых фаз. Дальнейшее увеличение температуры до 950–1050 °С приводит к активизации процессов возврата, релаксации внутренних напряжений и снижению микротвердости до  $H_u = 2.8$ –2.9 ГПа. Размер зерна при этом не превышает 3 мкм. После термообработки при температуре 1200 °С активизируется собирательная рекристаллизация, в результате которой появляется сильная разнотерность: основной объем материала представлен зернами размерами 2–5 мкм, на фоне которых встречаются крупные зерна размерами более 10 мкм. Этот процесс сопровождается существенным (до 2.2 ГПа) уменьшением значений микротвердости.

Обсуждаются основные механизмы упрочнения изучаемого гетерофазного сплава (твердорастворный, дисперсный, субструктурный, зернограничный). Проанализирован их индивидуальный и кооперативный вклад на различных этапах термической обработки.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

## Литература

1. Smirnov I.V., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V., Radishevsky V.L. Features of formation of nanocrystalline state in internal-oxidized V-Cr-Zr-W and V-Mo-Zr system alloys during deformation by torsion under pressure // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. V. 116. № 1. I. 012037. P. 1.

# ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОПОРОШКОВ ОКСИДА ОЛОВА, ПОЛУЧЕННЫХ ФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДАМИ

Разживина В.П.<sup>2</sup>, Мурзакаев А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург

Aidar@iep.uran.ru

В настоящее время большое внимание уделяется изучению полупроводниковых металлооксидных материалов, обладающих большим соотношением площади поверхности к объему. Одним из наиболее интересных соединений такого класса является диоксид олова ( $\text{SnO}_2$ ), представляющий собой полупроводник *n*-типа с шириной запрещенной зоны 3.6 eV при 300K и обладающий уникальными электрическими и оптическими характеристиками. Тонкие пленки диоксида олова широко используются при производстве прозрачных проводящих электродов и солнечных батарей, а легирование  $\text{SnO}_2$  дает возможность получать материалы, обладающие хорошими сенсорными характеристиками. Сенсоры, в которых чувствительным элементом является легированный  $\text{SnO}_2$ , могли бы найти широкое применение как уникальные пороговые датчики, реагирующие на присутствие в воздухе вредных для организма человека газов: CO и NO<sub>x</sub> [1].

В настоящей работе с использованием методов просвечивающей электронной микроскопии, дифракции электронов выделенной области и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения определены морфологические и фазовые параметры частиц нанопорошков  $\text{SnO}_2$ , полученные электрическим взрывом проволоки (ЭВП) и лазерным испарением (ЛИ).

ЭВП нанопорошки: полученные снимки показали, что частицы сильно агрегированы. Фотографии порошков показали, что частицы имеют очень разнообразную форму, от близкой к сферической до неопределенной, и размер их колеблется от ~ 10 до ~ 150 нм. Установлено, что порошок содержит кроме диоксида олова  $\text{SnO}_2$  монооксид SnO.

Лазерные нанопорошки: полученные снимки показали, что частицы слабо агрегированы. Форма частиц близка к сферической, хотя есть частицы и с огранкой, а размер частиц лежит в области 10-40 нм. Обработка ПЭМ ВР изображений с измерениями углов, межплоскостных расстояний, также значений межплоскостных расстояний с помощью «профилей» интенсивности позволила выявить тетрагональные и орторомбические фазы SnO, триклинные фазы  $\text{Sn}_2\text{O}_3$  и  $\text{Sn}_3\text{O}_4$ , тетрагональную фазу  $\text{SnO}_2$ .

## Литература

1. Mandelis A., Christofides C. Physics, Chemistry and Technology of Solid State Gas Sensor Devises. New York: Wiley, 1993. P. 125.

## ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, СФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Никулин С.А., Рожнов А.Б., Нечайкина Т.А., Горшенков М.В.,  
Хаткевич В.М., Рогачев С.О.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва  
csaar@mail.ru*

В работе изучена микроструктура, фазовый состав и термическая стабильность ванадиевого сплава после кручения под высоким давлением (КВД). Исходные образцы вырезали из листа ванадиевого сплава V-10Ti-5Cr толщиной 0,5 мм в рекристаллизованном состоянии с размером зерна  $(16\pm 6)$  мкм. В структуре присутствовало небольшое количество частиц второй фазы типа (Ti, V)C размером  $\sim 300$  мкм.

КВД проводили при температурах 20; 200 и 400 °С при квазигидростатическом давлении  $P = 6$  ГПа и числе оборотов  $N = 5$  на образцах диаметром 10 мм (степень деформации 5,7). Для получения конечной толщины образца  $\sim 0,33$  мм КВД проводили в «лунке» глубиной 0,3 мм.

Результаты просвечивающей электронной микроскопии показали, что КВД сплава приводит к формированию зеренно-субзеренной преимущественно наноразмерной структуры. О наличии зеренной структуры судили по наличию точечных рефлексов на кольцевой электронограмме, а о наличии субзеренной структуры – по азимутальному размытию рефлексов. Средний размер структурных элементов составил 60; 75 и 110 нм в образцах сплава после КВД при температуре 20; 200 и 400 °С, соответственно. При нагреве сплава, подвергнутого КВД, до температуры 500 °С в нем интенсивно идут процессы вторичной рекристаллизации, и размер преимущественно равноосного зерна достигает 180 нм, при этом выделений частиц вторых фаз не обнаружено.

Микротвердость сплава после КВД повышается с 230 HV до 420...470 HV, т.е. в  $\sim 2$  раза. При температурах деформации 200 и 400 °С неоднородности распределения значений микротвердости по поверхности образца обнаружено не было, однако после КВД при 20 °С отмечается небольшое снижение микротвердости в центре образца (до 330 HV).

Упрочнение сплава для всех температур КВД сохраняется при нагреве до температуры 350 °С. При нагреве до температуры 400 °С и выше изменение микротвердости зависит от степени вакуума, т.к. при таких температурах происходит диффузия кислорода в сплав, что вызывает твердорастворное упрочнение и охрупчивание, причем измельчение зеренной структуры сплава при КВД приводит к интенсификации процессов диффузии. При использовании среднего ( $10^{-1} \dots 10^{-2}$  Па) вакуума наблюдается монотонное увеличение микротвердости до температуры нагрева 500 °С и ее резкий скачок при температуре 550 °С (до 700 HV). При использовании высокого ( $10^{-3} \dots 10^{-4}$  Па) вакуума наблюдается снижение микротвердости сплава до 320 HV при его нагреве на температуру 400 °С и небольшое повышение микротвердости (до 410 HV) при нагреве до более высоких температур (450...550 °С).

Рентгеновский анализ показал, что, как и в исходном состоянии, так и после КВД при всех температурах в структуре сплава наблюдается преимущественно одна фаза  $\alpha$ -твердого раствора на основе ванадия. Также на малых углах рентгеновской дифрактограммы как и в исходном состоянии наблюдаются слабые пики, которые принадлежат карбидам типа (Ti, V)C. После КВД при температуре 400 °С таких пиков не наблюдали. Нагрев сплава после КВД до температуры 550 °С также не приводит к изменению фазового состава.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект №14.A12.31.0001).*



# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЭРРОЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ TiC-Mo, СФОРМИРОВАННОГО НА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

<sup>1</sup>Романов Д.А., <sup>1</sup>Гончарова Е.Н., <sup>1</sup>Громов В.Е., <sup>2</sup>Иванов Ю.Ф.

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, 42, ул. Кирова,  
г. Новокузнецк, 654007, Россия

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, 2/3, просп. Академический,  
г. Томск, 634055, Россия  
romanov\_da@physics.sibsiu.ru

Цель работы – исследование структуры, фазового состава и износостойкости покрытия на основе TiC-Mo, сформированного на стальной подложке комбинированным методом.

Покрытие на основе системы TiC-Mo, сформировано комбинированным методом: электровзрывное напыление (ЭВН) и последующую обработку высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (ЭПО) на установке СОЛО (ИСЭ СО РАН). Исследование фазового состава и дефектной субструктуры покрытия осуществляли методами сканирующей и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии. Эти покрытия являются многослойными и характеризуется высокоразвитым рельефом. ЭПО в режиме плавления поверхностного слоя приводит к выглаживанию поверхности облучения и формируется поверхностный слой с островковой структурой, в объеме которых часто выявляется субмикроструктурная структура. Толщина сформированного покрытия 20-50 мкм. Микропоры и микротрещины в нем и в переходном слое покрытие-сталь не выявляются. Электронная микроскопия выделяет как минимум 3 подслоя с различной микроструктурой. Выявленные слои отличаются не только микроструктурой, но и элементным составом. Элементы напыляемого покрытия по толщине модифицированного слоя распределены некоторым определенным образом: слои, обогащенные атомами молибдена и титана, чередуются со слоями, обогащенными атомами углерода. Фазовый состав и дефектную субструктуру покрытия анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Анализ показал, что основная фаза - твердый раствор на основе  $\alpha$ -железа ( $\alpha$ -фаза, ОЦК кристаллическая решетка). Дополнительными фазами покрытия являются карбиды на основе титана (TiC) и молибдена (Mo<sub>2</sub>C). Дефектная субструктура  $\alpha$ -фазы разнообразна. Выявляются области с полосовой субструктурой, области с ячеистой субструктурой и области с сетчатой субструктурой. Включения второй фазы в основном распределены квазиравномерно по объему исследуемой фольги. Размеры частиц изменяются в пределах от 15 нм до 100 нм. В отдельных случаях выявляются участки материала, в которых обнаруживаются скопления частиц второй фазы. Частицы имеют глобулярную форму; размеры частиц изменяются в пределах (50-100) нм. Анализ микроэлектрограмм дает основание заключить, что данные частицы являются карбидом титана состава TiC. Таким образом, комбинированным методом, сочетающим ЭВН и последующую ЭПО, на поверхности стали сформировано многослойное многофазное покрытие на основе системы TiC-Mo, характеризующееся высокими значениями твердости. Показано, что высокие прочностные характеристики покрытия обусловлены присутствием наноразмерных частиц карбидной фазы на основе титана и молибдена.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол\_а\_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4166.2015.2, госзаданий Минобрнауки № 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательских работ, в центре «Материаловедение» СибГИУ. Выбор оптимальных режимов и облучение поверхности покрытий высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО выполнено за счет гранта РНФ (проект № 14-29-00091).*

# ВЛИЯНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРУ ВБЛИЗИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН МАГНИЕВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

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

Поликристаллический магний и твердые растворы на его основе характеризуются пониженной пластичностью в условиях пластической деформации при близких к комнатной температурах [1]. Это объясняется тем, что деформация гексагональной плотноупакованной кристаллической решетки магния в основном реализуется скольжением по одному типу атомных плоскостей - базисному. Другие механизмы деформации кристаллической решетки магния, например двойникование по пирамидальным плоскостям, также возможны, но их роль в значительной степени меньше. Исследования показали, что границы зерен магния и магниевого твердого раствора препятствуют развитию в них базисного скольжения, в результате чего в областях зерен, примыкающих к их границам, кристаллическая решетка становится значительно более искаженной, чем в теле зерна. При повышении температуры деформации в этих сильно искаженных областях кристаллической решетки в первую очередь происходят процессы возврата, сопровождающиеся образованием субзерен, и начинается рекристаллизация, что способствует повышению пластичности.

В сплавах магния с редкоземельными металлами (РЗМ) на процессы возврата и рекристаллизации при горячей деформации оказывает влияние распад пересыщенного магниевого твердого раствора, который сопровождается выделением дисперсных термически устойчивых твердых частиц фаз, богатых РЗМ. Эти частицы препятствуют движению дислокаций и задерживают возврат и рекристаллизацию, способствуя повышению прочностных свойств сплавов магния с РЗМ при повышенных температурах. Типичные микрофотографии границ зерен магния и его сплавов с РЗМ, деформированных в различных условиях, представлены на рисунках.

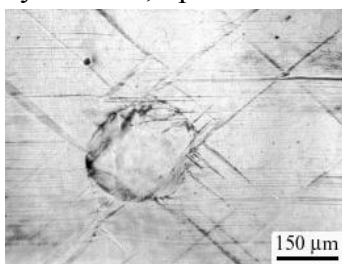


Рис.1. Чистый Mg, отжиг 535°C, осадка 5% при 20°C. Искажение кристаллической решетки вблизи границы зерен (микрорельеф).

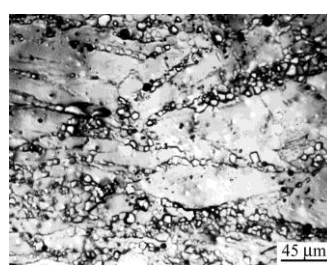


Рис.2. Mg-6%Gd, закалка, осадка 40% при 400°C. Начало рекристаллизации вблизи границ зерен.

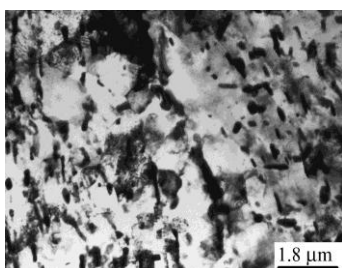


Рис.3. Mg-5,7%Sm, закалка, осадка 40% при 450°C. Дисперсные выделения по границам субзерен (ПЭМ).

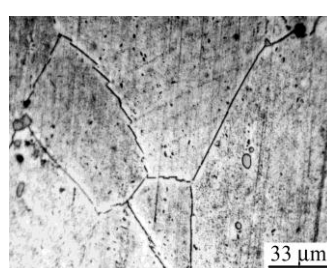


Рис.4. Mg-3%Nd, закалка, ползучесть при 300°C, ~100 ч. Ступенчатые границы зерен.

## Литература

1. Справочник по конструкционным материалам / Под. ред. Арзамасова Б.Н., Соловьевой Т.В. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005, 640 с.

## УГЛЕРОДНЫЕ АЛМАЗОПОДОБНЫЕ ФАЗЫ: ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Рысаева Л.Х.<sup>1</sup>, Баимова Ю.А.<sup>1\*</sup>, Лисовенко Д.С.<sup>2</sup>, Городцов В.А.

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

<sup>2</sup>Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, Москва

\*julia.a.baimova@gmail.com

В последние годы синтезировано и предсказано существование большого числа различных углеродных структур, обладающих новыми уникальными свойствами. Среди таких материалов наноалмазы, углерод-углеродные наноккомпозиты и т.д. Большой интерес представляют углеродные алмазоподобные фазы – это фазы, состоящие из углеродных атомов, в которых каждый атом, как в алмазной структуре, образует четыре сигма связи с соседними атомами [1]. Большой интерес представляют механические свойства таких структур, поскольку одно из направлений их применения – это создание очень прочных защитных покрытий деталей машин от внешних воздействий.

В данной работе исследуются механические свойства углеродных алмазоподобных фаз на основе фуллереноподобных молекул различной конфигурации. Устойчивость кластеров на основе различных фуллереноподобных молекул была показана в работе [2]. В отсутствие гидростатического сжатия три из десяти рассмотренных алмазоподобных фаз являются ауксетиками [3]. Предполагается, что приложение гидростатического сжатия позволяет изменять механические свойства таких материалов. Построение структур проводится на основе известных из литературы [1] данных с помощью написанной авторами программы. Дальнейшее моделирование проводится в свободно распространяемой программе LAMMPS с использованием хорошо апробированного на подобных задачах потенциала AIREBO [2]. Из молекулярно-динамических расчетов были получены константы податливости и жесткости, после чего аналитическими методами рассчитывались «технические» коэффициенты упругости – модуль Юнга, объемный модуль, коэффициент Пуассона. На рис. 1 показан пример одной из рассмотренных фаз (CA7) в проекции на плоскость  $xu$  и в перспективе. Данная алмазоподобная фаза создана на основе фуллереноподобной молекулы  $C_{48}$  и имеет отрицательный коэффициент Пуассона в одном из направлений, т.е. является частичным ауксетиком [3].

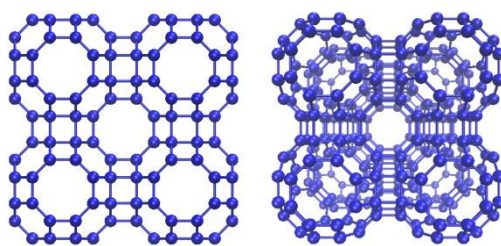


Рис.1. Углеродная алмазоподобная структура CA7: проекция на плоскость  $xu$  и в перспективе

### Литература

1. Грешняков В.А., Беленков Е.А., Березин В.М. Кристаллическая структура и свойства углеродных алмазоподобных фаз. Изд. центр ЮУрГУ, Челябинск. (2012). 150 с.
2. Крылова К.А., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р. Расчет структуры углеродных кластеров на основе фуллереноподобных молекул  $C_{24}$  и  $C_{48}$  // ФТТ. 2016. Т. 58. Вып. 2. С. 384.
3. Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С., Волков М.А. Отрицательный коэффициент Пуассона для кубических кристаллов и нано/микротрубок // Физ. Мезомех. 2013. Т.16. N 6. С.13-31.

## ГЕНЕРАЦИЯ НЕАВТОНОМНОЙ ФАЗЫ В СИСТЕМЕ ИЗ ПИРОВАНДАТОВ M(IV)

Красненко Т.И.<sup>1</sup>, Самигуллина Р.Ф.<sup>1</sup>, Ротермель М.В.<sup>1</sup>, Петрова С.А.<sup>2</sup>,  
Заболоцкая Е.В.<sup>1</sup>, Журавлев Н.А.<sup>1</sup>, Онуфриева Т.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург

rina@ihim.uran.ru

Исследование фазовых равновесий в системе  $Zn_2V_2O_7 - Cd_2V_2O_7$  показало, что в интервале концентраций от 12.5 до 100 мол.%  $Cd_2V_2O_7$  стабилизируются фазы со структурой тортвейтита (пр.гр.  $C2/m$ ). Первая (100 – 70 мол.%  $Cd_2V_2O_7$ ) кристаллизуется в структуре  $Cd_2V_2O_7$ , вторая соответствует области существования твёрдого раствора на основе  $\beta-Zn_2V_2O_7$ . При содержании  $Cd_2V_2O_7$  менее 50 мол.% дифракционные картины наряду с линиями основной фазы содержат несколько неидентифицируемых рефлексов, не принадлежащих ни к одной из фаз системы  $V_2O_5 - ZnO$ , совокупность которых отнесена нами к неавтономной фазе (НФ), доля которой не превышает 1 – 3%. Образцы, содержащие 7.5 и 10 мол.%  $Cd_2V_2O_7$  являются смесью крайних составов твёрдых растворов на основе  $\alpha-Zn_2V_2O_7$  и  $\beta-Zn_2V_2O_7$  и следовых количеств НФ. Прецизионное высокотемпературное рентгенофазовое исследование системы  $Zn_2V_2O_7 - Cd_2V_2O_7$  установило наличие НФ в интервале от 20 до 735°C и от 5 до 50 мол.%  $Cd_2V_2O_7$ .

На ИК-спектрах  $\beta-Zn_{2-2x}Cd_{2x}V_2O_7 + НФ$  ( $x = 0.2; 0.3; 0.4$ ) и  $\beta-Zn_{2-2x}Cd_{2x}V_2O_7$  ( $x = 0.5; 0.6$ ) полосы в интервале 1000 – 750  $cm^{-1}$  относятся к валентным колебаниям концевых связей  $V - O$ , 730 – 600  $cm^{-1}$  – к колебаниям мостиковых связей  $V - O - V$ . Более низкочастотное поглощение при 475 – 460  $cm^{-1}$  обусловлено деформационными колебаниями. Отличительной особенностью ИК-спектров составов с НФ является хорошо выраженная полоса поглощения при 970 и 979  $cm^{-1}$  для  $Zn_{1.2}Cd_{0.8}V_2O_7$  и  $Zn_{1.6}Cd_{0.4}V_2O_7$  соответственно. Спектры ЯМР образцов  $\beta-ZnCdV_2O_7$  и  $\beta-Zn_{1.4}Cd_{0.6}V_2O_7 + НФ$  практически идентичны; параметры СТВ либо полностью совпадают, либо очень близки, что свидетельствует о близости структурного и одинакового зарядового окружения атомов ванадия обоих образцов. Кроме того, поскольку ширина линии  $\Delta H$  спектров ЯМР  $^{51}V$  остаётся неизменной, можно говорить о постоянстве диффузионных и колебательных степеней свободы атомов ванадия как при изменении температуры, так и при переходе к сосуществованию с НФ.

Анализ спектров ЭПР составов твёрдого раствора  $\beta-Zn_{2-2x}Cd_{2x}V_2O_7 + НФ$  установил наличие СТС, характерной для четырёхвалентного состояния ионов ванадия. Сигнал СТС для твёрдых растворов на основе пированadata кадмия отсутствует. Вследствие того, что спектр СТС проявляется только при незначительном содержании  $V^{4+}$ , не превышающем 1 – 2%, полагаем, что ионы четырёхзарядного ванадия могут быть локализованы на поверхности зёрен.

Высокотемпературные структурные исследования *in situ* показали, что НФ сопутствует  $\beta-Zn_{2-2x}Cd_{2x}V_2O_7$  в области значительных сдвиговых деформаций моноклинной кристаллической решётки, обусловленных изменением угла  $\beta$ , в результате которых объёмный коэффициент термического и химического расширения близок к нулевому. В отсутствие сдвиговых деформаций при повышении температуры и при увеличении концентрации ионов кадмия в твёрдом растворе НФ исчезает.

Микроскопические исследования, сопряженные с энергодисперсионным анализом, показали отсутствие примесей элементов, отличных от системообразующих. Совокупность полученных данных позволяет предположить, что НФ генерируется основной кристаллической фазой в области значительных термических и химических сдвиговых деформаций.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 15-03-00901-а.

# МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сарычев В.Д., Невский С.А. Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, г Новокузнецк*  
sarychev\_vd@mail.ru

В настоящей работе предлагается механизм формирования нано- и микромасштабных структурных элементов, основанный на развитии неустойчивости в полосе сдвига. Суть механизма наноструктурирования состоит в делении первоначального зерна полосой сдвига, в которой развиваются НКГ в нано- и микродиапазоне, благодаря чему формируются вихри – прообразы зерен меньшего размера. В этих зернах вновь может возникнуть полосы сдвига, и процесс повторяется до тех пор, пока в образованном зерне полосы не могут возникнуть.

Полоса сдвига является неотъемлемой частью пластической деформации. Она наблюдается в металлах, стеклах, суспензиях, льдах и в наноструктурированных металлах, а также во многих других материалах [1]. Образование полос сдвига – это универсальное явление при сдвиге одной части материала относительно другой. Если две среды, между которыми происходит проскальзывания, являются идеальными жидкостями, то поверхность раздела при скорости больше некоторого значения становится неустойчивой. Это приводит к образованию вихрей на поверхности раздела – материал вблизи поверхности раздела фрагментируется. Элементарным примером является волны на поверхности воды во время ветра – так называемая неустойчивость Кельвина – Гельмгольца (НКГ). Интерес к исследованию этой неустойчивости в последнее время возрастает в связи с ее проявлением при получении поверхностных нанослоев и поведения материалов при интенсивных пластических деформациях [2]. Несмотря на то, что открытие механизма формирования волн при сдвиговых течениях произошло более 150 лет, активными исследованиями влияния вязкости на скорость максимального роста возмущений начали заниматься недавно [3]. В этой работе установлено, что вязкость оказывает незначительное влияние на зависимость декремента от волнового числа. Однако, в [4] аналитически исследованы зависимости декремента неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе раздела вязкой и идеальной жидкостей. Установлено, что зависимость декремента неустойчивости от волнового числа имеет два максимума. Первый максимум приходится на волновые числа, которые соответствуют микродиапазону длин волн, второй – на волновые числа, соответствующие нанодиапазону. Найдены аналитические зависимости волновых чисел, на которые приходится максимум декремента от входных параметров задачи (вязкость, плотность вещества первого и второго слоя, относительная скорость движения слоев, поверхностное натяжение). Указан диапазон параметров, при которых наступает бимодальная НКГ. Усложнение уравнения состояния и модели среды приводит к более богатой ситуации.

## Литература

1. Q. Wei, D. Jia, K.T. Ramesh, E. Ma. Evolution and microstructure of shear bands in nanostructured Fe/ Applied Physics Letters 81 (2002) 1240–1242
2. Tarasov S, Rubtsov V., Kolubaev A. Subsurface shear instability and nanostructuring of metals in sliding // Wear. 2010. V. 268. P. 59–66.
3. Shiryaeva S O, Grigor'ev A I, Sukhanov S A. On the role of the viscosity of liquids in the realization of kelvin-helmholtz instability// *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. 2013. V. 49, No. 5. P. 408-409.
4. Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е. Модель образования наноструктур в рельсовой стали при интенсивной пластической деформации // Деформация и разрушение материалов, 2016. № 6. P. 25 – 29.

# АТОМНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ МОЛЕКУЛ АСФАЛЬТЕНОВ

Сатучин Б.Р.

Башкирский государственный университет, Уфа  
bulat25041995@gmail.com

Асфальтены являются широко распространенными, но недостаточно изученными объектами нефтяных дисперсных систем [1]. При этом надмолекулярная структура асфальтенов изучена недостаточно. Целью данной работы является количественная оценка параметров надмолекулярной структуры нефтяных асфальтенов с использованием методов атомно-силовой микроскопии (АСМ).

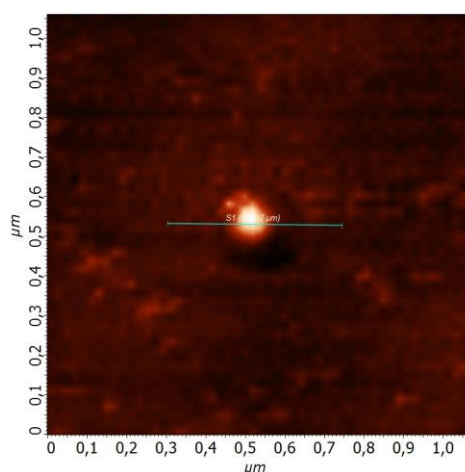


Рис.1 АСМ-изображение молекулы асфальтенов.

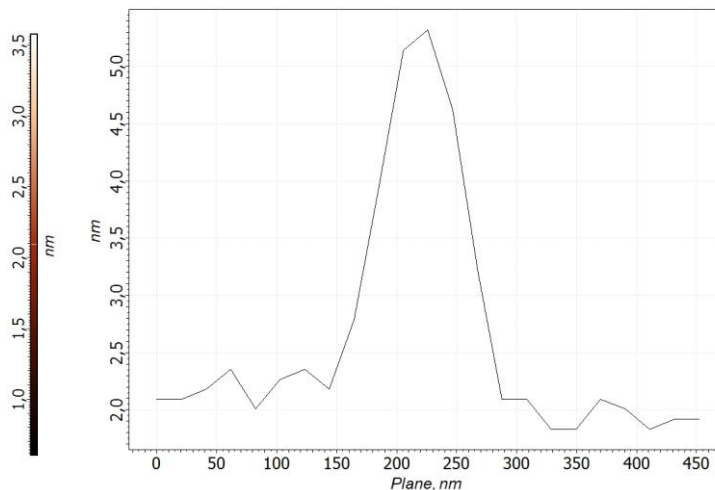


Рис. 2 Профиль поперечного сечения по линии, проведенной на рис.1.

Для визуального исследования асфальтенов в АСМ следовало получить образцы в виде тонких пленок. С этой целью был применен метод Ленгмюра-Блоджетт. В качестве подложки использовались свежесколотые поверхности слюды. Эксперименты проводили на установке ИНТЕГРА-Аура (НТ-МДТ) с применением кремниевых кантилеверов RTESP (VEECO). Для наблюдения отдельных молекул асфальтенов варьировали концентрацию раствора (толуола). Наилучшие результаты (Рис. 1) получены с образцами битума.

Установлено, что надмолекулярная структура объектов на участке представляет собой квазиупорядоченную систему, состоящую из молекул асфальтенов (рис.1), причем частицы имели длину 100 нм и высоту 3 нм (Рис.2). Полученные результаты хорошо согласуются с представлениями Унгера об ассоциативном стекинговом строении частиц нефтяных асфальтенов [1], [2].

### 3. Литература

1. Унгер Ф.Г., Андреева Л.Н. Фундаментальные аспекты химии нефти. Природа смол и асфальтенов. – Новосибирск: Наука, 1995. – 192 с.
2. Долوماتов М.Ю., Р.З. Бахтизин, С.А. Шуткова, А. Г. Телин, Д.О. Шуляковская, Б.Р. Харисов, С.В. Дезорцев. «Исследование надмолекулярной структуры наночастиц нефтяных асфальтенов» Башкирский химический журнал. 2012. Т.19. №4. С. 220-226.

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 12ГБА

Сафаров И.М.<sup>1</sup>, Корзников А.В.<sup>1</sup>, Галеев Р.М.<sup>1</sup>, Сергеев С.Н.<sup>1</sup>,  
Гладковский С.В.<sup>2</sup>, Двойников Д.А.<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

Растущие требования к уровню механических свойств материалов и сплавов, работающих в условиях Крайнего Севера, вызывают необходимость разработки низкоуглеродистых сталей все более высокого класса прочности. Одним из весьма перспективных направлений является развитие методов деформационно-термической обработки, позволяющих сформировать ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру в низкоуглеродистых сталях. Последние исследования в этом направлении показали [1], что в стали с УМЗ структурой не только повышаются прочностные свойства и смещается температура вязко-хрупкого перехода, но и наблюдается возрастание ударной вязкости при снижении температуры испытания, что выходит за рамки современных представлений о механизмах вязко-хрупкого перехода металлов с объемноцентрированной кристаллической решеткой. Исследования данного эффекта должны позволить понять его природу и существенно расширить область применения сталей данного класса.

Исходя из этого целью данной работы явилось исследование влияния режимов всесторонней изотермической ковки на структуру и низкотемпературные механические свойства низкоуглеродистых сталей.

Установлено, что понижение температуры всесторонней изотермической ковки до 350 °С уменьшает средний размер зерна/субзерна феррита с 0,5 мкм до 0,3 мкм, при этом также наблюдаются отличия в морфологии второй фазы. При более высоких температурах всесторонней изотермической ковки формируется равноосная УМЗ структура со средним размером зерна 0,5 мкм и размером равномерно распределенных частиц второй фазы от 50 до 500 нм. Всесторонняя изотермическая ковка при 350 °С также приводит к формированию равноосной УМЗ структуры, при этом средний размер зерна/субзерна составляет 0,3 мкм, размер карбидных частиц не превышал 100 нм.

Было показано, что состояние с наиболее мелкозернистой структурой, полученное теплой деформацией при 350 °С, отличается наиболее высокими прочностными свойствами по сравнению с остальными полученными состояниями. Сталь с УМЗ структурой после обоих режимов всесторонней изотермической ковки проявляет более высокую хладостойкость по сравнению с крупнозернистой структурой. В обоих состояниях ударная вязкость остается на высоком уровне вплоть до минус 80 °С, в то время как на горячедеформированных образцах уже при -40 °С наблюдается полностью хрупкое разрушение. В состоянии, полученном после более высоких температур теплой деформации, несмотря на больший размер зерен и более низкие значения предела прочности происходит неожиданное возрастание ударной вязкости с понижением температуры испытания.

Таким образом, удалость выявить положительное влияние процессов теплой деформации не только на механическую прочность низкоуглеродистой трубной стали, но и на ее хладостойкость.

## Литература

1. Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Пышминцев И.Ю.// Аномалия температурной зависимости ударной вязкости низкоуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой. Доклады Академии Наук. 2016. 466 (3), С.289-292.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С БИМОДАЛЬНОЙ СУБМИКРО- МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ

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

edsafin@ufamail.ru

В работе исследовали двухфазный титановый сплав (Ti-6Al-4V). Для сравнения были использованы три состояния сплава: 1) субмикроструктурное (СМК) со средним размером зерен (фрагментов) 0,5 мкм; 2) бимодальное с субмикро-микроструктурной структурой, состоящей из матрицы со средним размером зерен (или их фрагментов) 0,8-1,5 мкм с включением в нее зерен  $\alpha$ -фазы размером порядка 5 мкм; 3) микроструктурное (МК) со средним размером зерен  $\alpha$ -фазы 5 мкм. Образцы с СМК структурой были изготовлены методом всесторонней изотермическойковки с постепенным понижением температуры от этапа к этапу. Образцы с бимодальной структурой были получены всестороннейковкой при постоянной температуре с последующим отжигом. Образцы с МК структурой были получены горячей прокаткой при температуре и последующим рекристаллизационным отжигом.

В таблице представлены механические свойства сплава ВТ6 в исследуемых состояниях.

| Состояние                                     | $\sigma_B$<br>МПа | $\sigma_{0,2}$<br>МПа | $\delta$ , % | $\psi$ , % | Микротвердость<br>по Виккерсу HV | KCU,<br>МДж/м <sup>2</sup> | KCT,<br>МДж/м <sup>2</sup> |
|---|-------------------|-----------------------|--------------|------------|----------------------------------|----------------------------|----------------------------|
| Состояние 1 –<br>СМК (0,5 мкм)                | 1302              | 1178                  | 7,4          | 60,1       | 377,0                            | 0,37                       | 0,08                       |
| Состояние 2 -<br>бимодальное<br>(0,8 - 5 мкм) | 1112              | 1089                  | 19,4         | 55,3       | 362,0                            | 0,38                       | 0,15                       |
| Состояние 3 –<br>МК (5 мкм)                   | 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. Прочность сплава в состоянии 1 почти на 250 МПа выше прочности сплава в состоянии 3. 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. Однако, 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 бимодальной структурой в состоянии 2, микротвердость которого по Виккерсу составляет 362 HV, это лишь немного ниже, чем в состоянии 1, но существенно выше, чем в состоянии 3. Последнее позволяет прогнозировать повышенные характеристики прочности и сопротивления усталости по сравнению с более крупнозернистым состоянием 3. Кроме того, сплав с бимодальной структурой (состояние 2) обладает заметно большей пластичностью.

Значения ударной вязкости сплава (KCU) с бимодальной структурой чуть выше, чем у СМК образцов, а у образцов с наведенной усталостной трещиной (KCT) значения значительно выше, чем в сплаве с однородной СМК структурой.

Технологически в сплаве ВТ6 сформировать бимодальную микроструктуру относительно легче, чем СМК, поскольку всесторонняя ковка осуществляется при одной достаточно высокой температуре.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЕЕ КАЧЕСТВА

Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Сафиуллин Р.В., Хазгалиев Р.Г.

*Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук  
d12art@mail.ru*

Метод цифровой голографической интерферометрии (ЦГИ) является неразрушающим методом контроля качества узлов и деталей современных летательных аппаратов на стадии изготовления, и в процессе их эксплуатации [1].

Для эффективного применения метода ЦГИ, необходимо выбрать оптимальный способ нагружения и закрепления исследуемого объекта. С помощью компьютерного моделирования при исследовании различных видов нагружения [2] было установлено, что для получения информации о наличии дефектов в элементах конструкций методом ЦГИ целесообразно использовать нагружение внутренним давлением с закреплением по всему контуру конструкции, которое позволяет рассчитать и сопоставить поля перемещений эталонного и дефектного объекта. Также компьютерное моделирование показало, что ЦГИ позволяет определять такие трудновывяляемые дефекты, как непровары, что является основным преимуществом по сравнению с другими методами неразрушающего контроля.

В работе представлены результаты исследований по неразрушающему контролю различных образцов методом ЦГИ.

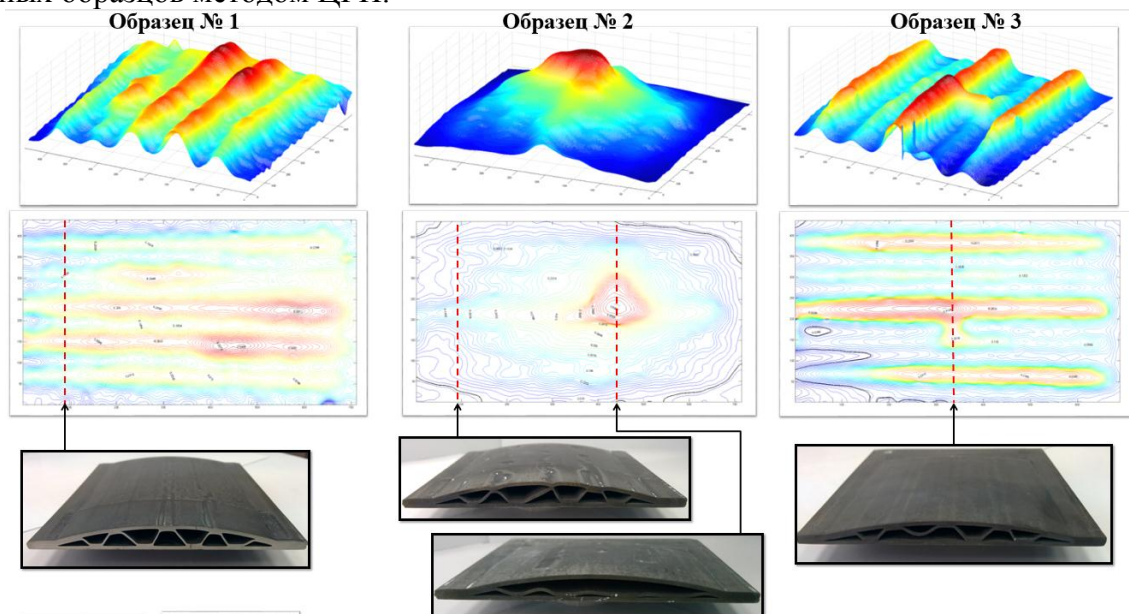


Рис. 1. Исследуемые на ЦГИ образцы.

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.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ, ГИБКИ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

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

ИПСМ РАН, Уфа, Россия

d12art@mail.ru

Основная задача – провести моделирование процессов сварки давлением (СД) и сверхпластической формовки (СПФ) трехслойных конструкций при различных условиях. Компьютерное моделирование позволяет не только исследовать все особенности и параметры технологического процесса, влияющие на качество готового изделия, но также сократить время, уменьшить материальные затраты на проведение эксперимента. При СД необходимо провести моделирование, варьируя параметры, описывающие свойства противосварочного покрытия (ПСП). Нахождение эффективного закона подачи давления газа является актуальной задачей при сверхпластической формовке (СПФ) трехслойных конструкций.

Моделирование СД осуществлялось при температурах 800°C и 900°C. Использовались два способа нагружения конструкции (рис. 1). Время СД составляло 1,5 часа. Материал для заготовок: титановый сплав ВТ6, ВТ6 с улучшенными свойствами (ВСМПО) и VST2k. Величина прикладываемого давления газа  $P$ : 2, 4 и 5 МПа. ПСП рассматривалось как абсолютно жесткое тело и как материал, который жестче титанового сплава в 5 и в 10 раз.

Моделирование гибки и СПФ осуществлялось при температурах 800 и 900 °С. Материал для заготовок: титановый сплав ВТ6 и VST2k. При СПФ использовались три закона подачи давления газа.

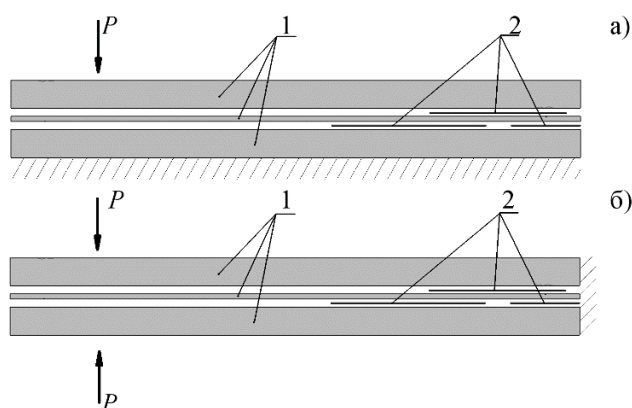


Рис.1 Схема расположения листовых заготовок и ПСП. Цифрами обозначены: 1 - листовые заготовки, 2 – ПСП.

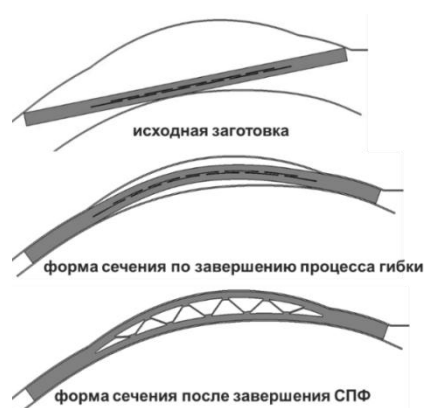


Рис.2. Этапы процесса гибки и формовки сечения лопатки

Установлено, что свойства ПСП не оказывают существенного влияния на процесс СД. При СД по способу нагружения 2 листовые заготовки быстрее приходят в контакт, что ускоряет процесс сварки. Формообразование трехслойных конструкций при гибке одинаковы, для всех исследуемых материалов. Этапы процессов СД и СПФ происходят качественно одинаково для всех материалов, поскольку, рассматриваемые при моделировании титановые сплавы по свойствам близки.

## Литература:

1. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 1. Международный опыт. Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 1. С. 32-35.
2. Ахунова А.Х., Пшеничнюк А.И., Дмитриев С.В., Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В. Оптимизация параметров сверхпластической формовки полых трехслойных конструкций // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 7. С. 33-38.

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОГО ЛИСТОВОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VST2

Сафиуллин Р.В.<sup>1</sup>, Галеев Р.М.,<sup>1</sup> Мухаметрахимов М.Х.<sup>1</sup>, Хазгалиев Р.Г.<sup>1</sup>,  
Малышева С.П.<sup>1</sup>, Козлов А.Н.<sup>2</sup>, Берестов А.В.<sup>2</sup>, Ледер М.О.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. В. Салда  
dr\_rvs@mail.ru

Снижение температуры обработки листовых материалов в технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ и ДС) является одной из важнейших задач для ее дальнейшего совершенствования. Необходимость этого связана с тем, что процессы СПФ и ДС для титановых сплавов проводятся при высоких температурах (900-950°C). Это приводит к использованию дорогостоящей жаропрочной оснастки, рабочий ресурс которой при таких температурах значительно сокращается [1, 2]. Кроме того, на поверхности получаемых из титановых сплавов изделий образуется альфированный слой, толщина которого возрастает с повышением температуры и времени выдержки. Снижение температуры процесса СПФ/ДС возможно благодаря использованию материалов с улучшенными сверхпластическими свойствами, имеющими ультрамелкозернистую структуру и проявляющими низкотемпературную сверхпластичность [1–3]. Снижение температуры позволит уменьшить энергозатраты на нагрев, повысить стойкость штампов, сократить время изготовления полых конструкций, улучшить их эксплуатационные свойства и существенно уменьшить затраты на их изготовление. Целью настоящей работы является оценка возможности практического использования нового листового титанового сплава VST2k производства ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Проведены исследования технологических свойств листового титанового сплава VST2k. Установлено, что данный титановый сплав имеет хорошую свариваемость в твердом состоянии и формуемость в условиях сверхпластичности при температурах 750–900°C. Методом СПФ/ДС из листа сплава VST2k в условиях низкотемпературной сверхпластичности при температуре 800°C успешно изготовлена модель полых лопатки (рис. 1). Полученные результаты позволяют рекомендовать титановый сплав VST2k для использования в технологии СПФ/ДС, в частности, при пониженных температурах.



Рис. 1 Модель полых лопатки.

### Литература

1. Comley P.N Lowering the Heat Development of Reduced SPF Temperature Titanium Alloys for Aircraft Production, Mater. Sci. Forum, 447-448 (2004) 233-238.
2. Kaibyshev O.A., Safiullin R.V, Lutfullin R.Ya., Valiakhmetov O.R., Galeev R.M., Dutta A., Raghu T. and Saha G.G. Advanced superplastic forming and diffusion bonding of titanium alloy, J. Mat. Sci. and Techn. 22(2006), 3, 343-348.
3. Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Иванько В.А., Имаев Р.М., Иноземцев А.А., Кокиаров Н.Л., Круглов А.А, Лутфуллин Р.Я., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сафиуллин Р.В., Харин С.А. Использование наноструктурных материалов и нанотехнологий для создания полых конструкций Российские Нанотехнологии, Том 4, №11–12 с. 56-65, 2009.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Сергеев С.Н.<sup>1</sup>, Корзников А.В.<sup>1</sup>, Галеев Р.М.<sup>1</sup>, Сафаров И.М.<sup>1</sup>,  
Гладковский С.В.<sup>2</sup>, Двойников Д.А.<sup>2</sup>.

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

<sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург  
sem17@mail.ru

Одним из актуальных направлений материаловедения является повышение прочности и хладостойкости материалов и сплавов, работающих в условиях Крайнего Севера под высоким давлением [1]. К таким материалам относится и низкоуглеродистые стали, массово применяемые в промышленности из-за своей низкой себестоимости, склонные к охрупчиванию при понижении температуры эксплуатации. Как показали последние исследования, стали со смешанной УМЗ структурой отличаются высокой ударной вязкостью и высокой прочностью [2]. То есть для одновременного повышения прочности и хладостойкости низкоуглеродистой трубной стали необходимо сформировать в ней волокнистую ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру, выбрав наиболее оптимальный температурный режим.

В работе исследовали влияние температуры теплой прокатки на формирование УМЗ структуры и механические свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА.

Установлено, что изменение температуры теплой прокатки позволяет формировать в малолегированной низкоуглеродистой стали УМЗ структуру волокнистого типа средний размер структурных элементов в поперечном сечении в зависимости от температуры меняется. Так понижение температуры прокатки приводит к формированию более наклепанной фрагментированной структуры в поперечном сечении со средним размером структурных элементов  $0,3 \pm 0,2$  мкм.

Показано, что низкоуглеродистая сталь с волокнистой УМЗ структурой проявляет высокие прочностные свойства, достигающие 910-1130 МПа, в зависимости от температурного режима прокатки, что превышает свойства крупнозернистого исходного состояния этой стали более чем в 2 раза. Так понижение температуры прокатки с 550°C до 300°C приводит к повышению прочности с 910 МПа до 1130 МПа, что связано с более мелким средним размером структурных элементов, при этом значение относительного удлинения до разрыва уменьшается с 18% до 8%.

Было установлено, что ударная вязкость стали с волокнистой УМЗ структурой при комнатной температуре не отличается от исходного крупнозернистого состояния. При этом температура вязко-хрупкого перехода смещается в сторону более низких температур после обоих режимов прокатки.

Основной вклад в повышение ударной вязкости при понижении температуры и смещения температуры вязко-хрупкого перехода вносится за счет повышения значения работы распространения трещины. Значения же работа зарождения трещины в исходном состоянии при комнатной температуре выше, чем в состояниях после прокатки по обоим режимам.

### Литература

1. Одесский П.Д., Кулик Д.В. Сталь нового поколения в уникальных сооружениях. – М.: Интернет Инжиниринг, 2005. – С. 184.
2. Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Пышминцев И.Ю.// Аномалия температурной зависимости ударной вязкости низкоуглеродистой стали с ультрамелкозернистой структурой. Доклады Академии Наук. 2016. 466 (3), С.289-292.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ И ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСКАТКИ В СОСТОЯНИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ВАЛА АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ СПЛАВА ЭК79

Сухоруков Р.Ю.<sup>1</sup>, Сидоров А.А.<sup>1</sup>, Алимов А.И.<sup>1</sup>,  
Нагимов М.И.<sup>2</sup>, Мухтаров Ш.Х.<sup>2</sup>, Утяшев Ф.З.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), г. Москва, Россия

<sup>2</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук (ИПСПМ РАН), г. Уфа, Россия  
alexander.a.sidorov@gmail.com

При изготовлении поковок и штамповок для изделий ответственного назначения, в том числе авиационных валов и дисков, решаются две основные задачи: придание им формы и размеров, близких к чистовой детали, а так же получение необходимой структуры, которая в результате последующей термообработки обеспечит изделиям необходимый комплекс механических свойств. При обычном горячем деформировании на прессах и молотах невозможность обеспечения равномерного распределения деформации и температуры и как следствие невозможность получения равномерной структуры в заготовке ведет за собой необходимость назначения значительных припусков и напусков, которые удаляются последующей обработкой резанием. Метод локального деформирования в состоянии сверхпластичности, за счет использования механизма зернограничного скольжения, позволяет решить обе вышеотмеченные задачи, при этом значительно повышается коэффициент использования материала, по сравнению с традиционным горячим деформированием.

Вопрос подготовки структуры жаропрочного сплава ЭК79 ранее рассматривался в работе [1]. В настоящей работе рассматривается вопрос исследование на основании конечно-элементного метода и метода физического моделирования возможности изготовления методом сверхпластической раскатки полого вала типа цилиндр с фланцем (Рис.1).

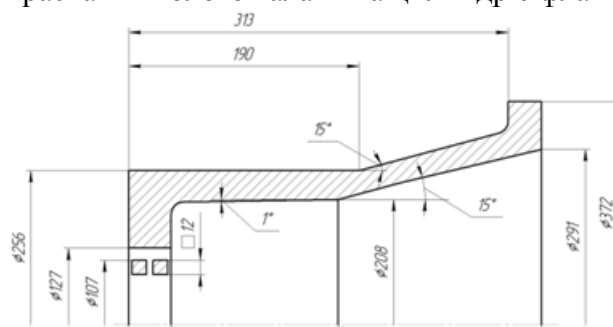


Рис. 1. Вал типа цилиндр с фланцем после раскатки

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).*

## Литература

1. Алимов А.И., Сидоров А.А., Сухоруков Р.Ю. Математическое моделирование деформационно-термической обработки, обеспечивающей формирование УМЗ-структуры в заготовках под сверхпластическую раскатку вала из сплава ЭК79 // Научные труды IV Международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении». М. 2015. С.36-39.

# СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ СПЛАВА Al-3%Cu

Ситдииков О.Ш.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа  
sitdikov.oleg@anrb.ru

Проведено исследование эволюции микроструктуры в процессе равноканального углового прессования (РКУП) литого сплава Al-3%Cu при температуре 475°C (~0,8T<sub>пл</sub>). РКУП по маршруту А приводило к постепенному вытягиванию и развороту исходных зерен в направлении оси прессования с одновременным уменьшением их размера в поперечном направлении. При степенях деформации  $e \leq 4$  структурные изменения характеризовались формированием динамически равновесной субзеренной структуры внутри исходных зерен (рис. 1 (а)). При промежуточных степенях деформации,  $e = 4 - 8$ , наблюдалось образование полос микродвига, а также локальных выпуклостей на исходных высокоугловых границах. Новые равноосные зерна формировались в результате смыкания выпуклых участков противоположных границ (рис. 1 (б)). При этом средний размер зерен ~25-30 мкм приблизительно в 2 раза превышал размер формирующихся субзерен. Средняя разориентировка (суб)границ и доля высокоугловых границ слабо изменялись в процессе РКУП. Все это свидетельствовало о том, что основным механизмом измельчения зерен при  $e = 4 - 8$  являлась геометрическая динамическая рекристаллизация. Другим механизмом, вносящим вклад в микроструктурные изменения при всех степенях высокотемпературного РКУП данного сплава, была статическая рекристаллизация, протекающая при межоперационных нагревах и/или выдержке нагретой заготовки в канале матрицы [1]. На более поздних стадиях РКУП при  $e = 8 - 12$  доминировал статический рост зерен, который на 80-85% приводил к замещению микроструктуры, формирующейся при геометрической рекристаллизации, крупными статически рекристаллизованными зернами размером ~500 мкм (рис. 1 (в)).

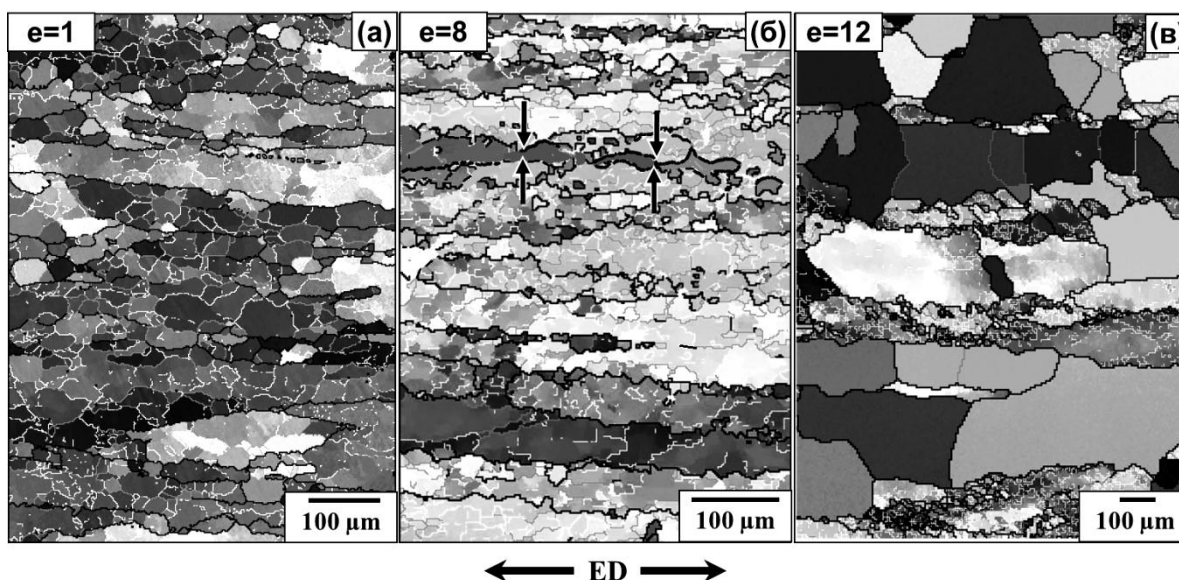


Рис.1. Структура сплава Al-3%Cu, формирующаяся при различных степенях РКУП,  $e$ .  
ED – направление прессования

## Литература

1. Mazurina I., Sakai T., Miura H., et al. Partial grain refinement in Al-3%Cu during ECAP at elevated temperatures // Materials Transactions. 2009. V. 50. №1. P. 101.

## ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВО ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОМ ВАНАДИЕВОМ СПЛАВЕ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Смирнов И. В.<sup>1,2</sup>, Дитенберг И. А.<sup>1,2,3</sup>, Гриняев К. В.<sup>1,2,3</sup>, Тюменцев А. Н.<sup>1,2,3</sup>,  
Радишевский В. Л.<sup>1</sup>, Цверова А.С.<sup>1</sup>, Корзников А. В.<sup>4</sup>, Чернов В.М.<sup>5</sup>

<sup>1</sup>НИ Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>4</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

<sup>5</sup>ОАО Высокотехнологический научно-исследовательский институт  
неорганических материалов им. А.А. Бочвара, Москва

smirnov\_iv@bk.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии изучены особенности структурно-фазового состояния внутреннеокисленного сплава системы V–Cr–Zr–W после интенсивной пластической деформации методом кручения на наковальнях Бриджмена. Проведена количественная аттестация параметров зеренной и дефектной структуры, определены характерные размеры и фазовый состав мелкодисперсных частиц. Проанализированы основные факторы, определяющие специфику формирования наноструктурных состояний.

После деформации кручением под давлением при числе оборотов  $N = 1$  в центральной и периферийной областях образцов-дисков изучаемого сплава формируется субмикроструктурное состояние, характеризующееся высокой анизотропией зеренной и дефектной структуры ( $d_{||} \approx 150 \div 600$  нм,  $d_{\perp} \leq 100$  нм).

Установлено, что зерна с большеугловыми границами фрагментированы на субзерна размером  $5 \div 30$  нм, разделенные малоугловыми границами разориентации (от  $0.5^\circ$  до  $1.5^\circ$ ) дискретного и непрерывного типа. Кривизна кристаллической решетки ( $\chi_{ij}$ ) в указанных фрагментах достигает значения 40 и более град/мкм. В соответствии с [1], состояния такого типа классифицируются как двухуровневые наноструктурные состояния.

При увеличении степени деформации размеры зерен, определяемые большеугловыми границами, почти не меняются. При этом обнаружено изменение их внутренней дефектной субструктуры. В частности, наблюдается трансформация двухуровневого состояния, что проявляется в повышении доли более мелких (5-10 нм) нанофрагментов, а также в увеличении значений кривизны кристаллической решетки в них (от нескольких десятков до сотен град/мкм).

Определены значения микротвердости в зависимости от величины деформации. Проведен анализ влияния объемной доли и размеров частиц мелкодисперсной фазы на особенности упрочнения и эволюцию микроструктуры изучаемого сплава.

Предполагается, что высокая плотность распределенных по объему мелкодисперсных частиц вторых фаз в совокупности с высокими концентрациями примесей внедрения в твердых растворах обеспечивают достижение высокой плотности концентраторов напряжений на наномасштабном уровне, что, как следствие, приводит к снижению релаксационной способности материала.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП ТГУ.

### Литература

1. Дитенберг И.А. и др. Эволюция дефектной субструктуры при больших пластических деформациях сплава V-4Ti-4Cr // ЖТФ. 2011. Т. 81. Вып. 6. С 68.

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЦЕССЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Zr–W

Смирнов И.В.<sup>1,2</sup>, Дитенберг И.А.<sup>1,2,3</sup>, Гриняев К.В.<sup>1,2,3</sup>,  
Пинжин Ю.П.<sup>1,3</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2,3</sup>, Чернов В.М.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>НИ Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>4</sup>ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва

smirnov\_iv@bk.ru

Проведено исследование влияния температуры растяжения на процессы пластической деформации и разрушения дисперсноупрочненного ванадиевого сплава системы V–Cr–Zr–W вблизи формирования шейки. Перед растяжением образцы данного сплава подвергались комплексной обработке, включающей стадии термомеханической модификации структурно-фазового состояния и низкотемпературного диффузионного легирования кислородом [1].

Показано, что зеренная структура до растяжения характеризуется крупными (шириной 10–20 мкм, длиной  $\geq 50$  мкм) и мелкими (размером 5–15 мкм), близкими к равноосной форме, зёрнами. Характерной особенностью гетерофазной структуры является высокая объемная плотность однородно распределенных наноразмерных (до 10 нм) частиц, закрепляющих дефектную структуру. Плотность дислокаций в материале  $\sim 10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

Установлено, что интенсивное развитие процессов фрагментации характерно для всех температур растяжения (20 °С, 800 °С, 900 °С, 1000 °С). После деформации при 20 °С наблюдаются сильно вытянутые зёрна: крупные (шириной 5–10 мкм, длиной  $\geq 50$  мкм) и мелкие (шириной  $\leq 5$  мкм, длиной  $\leq 15$  мкм). Внутри отдельных зёрен формируются микрополосы (шириной 0,2–0,3 мкм, длиной  $\leq 1$  мкм). Скалярная плотность дислокаций в зёрнах составляет  $\sim 10^{11}$  см<sup>-2</sup>. Повышение температуры деформации ( $\geq 800$  °С) приводит к активизации процессов возврата, что проявляется в релаксации внутренних напряжений, укрупнении элементов зеренной и субзеренной структуры: после растяжения при 1000 °С наблюдаются крупные (шириной  $\sim 10$  мкм, длиной  $\geq 50$  мкм) и мелкие (шириной 5–10 мкм, длиной 10–30 мкм) зёрна. Ширина микрополос внутри зёрен увеличивается до  $\sim 1$  мкм, длина до  $\sim 5$  мкм, плотность дислокаций уменьшается до  $\sim 10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

Указанные выше особенности локализации деформации находят свое объяснение в рамках дислокационно-вакансионной модели структурной и токовой неустойчивости пластического течения [2]. В основе модели лежит механизм преодоления дислокациями наноразмерных частиц упрочняющей фазы путем быстрого переползания в условиях высокой концентрации генерируемых в процессе деформации неравновесных вакансий и автокаталитический характер размножения дефектов в зоне локализации деформации. Наличие наноразмерных стабильных частиц второй фазы, имеющих высокую однородную плотность распределения, обеспечивает реализацию этих механизмов в изучаемых образцах.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены на оборудовании ТМЦКП ТГУ.

## Литература

1. Тюменцев А.Н. и др. Микроструктура и механические свойства сплавов V–Me(Cr, W)–Zr–(C, N, O) в зависимости от режимов химико-термической обработки // ВАНТ. Серия Термоядерный синтез. 2014. Т. 37. вып. 1. С. 27.
2. Кортаев А.Д. и др. Закономерности формирования субструктуры в высокопрочных дисперсно-упрочненных сплавах // Известия вузов. Физика. 1991. № 3. С. 81.



# СЕРЕБРЯНЫЕ НАНОЦЕПОЧКИ, ПОЛУЧЕННЫЕ В ПРОЦЕССЕ ХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ

Соснин И.М.<sup>1</sup>, Викарчук А.А.<sup>1</sup>, Тюрьков М.Н.<sup>1</sup>, Романов А.Е.<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Россия, Тольятти, Белорусская ул., 14, 445020

<sup>2</sup>Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия, Кронверкский пр., 49, 197101

<sup>3</sup>Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе, Россия, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26, 194021

sim.nanosci@gmail.com

В настоящее время серебряные одномерные нанобъекты находятся в центре внимания многих исследовательских групп. Такие нанобъекты могут использоваться во многих отраслях высокотехнологичного производства, например, при создании высокоточных медицинских сенсоров, гибких проводящих полимерных слоев для солнечных батарей и светодиодов, как это показано в недавней публикации [1]. Использование одномерных проводящих нанобъектов позволяет снизить суммарную толщину используемых электронных устройств до 1 миллиметра.

В настоящем докладе мы приводим результаты по синтезу химическим методом изогнутых серебряных одномерных нанобъектов – наноцепочек. В основе метода лежит реакция химического восстановления ионов серебра. Реакция протекает в растворе этиленгликоля в присутствии молекул поверхностно-активного вещества поливинилипирролидона 360 000 и наночастиц никеля. Процесс осуществляется при температуре 160°C при постоянном перемешивании в течение 20 минут. Каталитически активные наночастицы никеля диаметром 80 нм были получены в результате восстановления ионов никеля при помощи лимонной кислоты в растворе этиленгликоля. Реакция синтеза наночастиц никеля протекает в течение 2 часов при температуре 160°C также при постоянном перемешивании.

Полученные серебряные нанобъекты (см. Рис.1) имеют толщину около 80 нм, длину до нескольких десятков микрон, углы изгиба одномерных наностержней достигают величины более 180°.

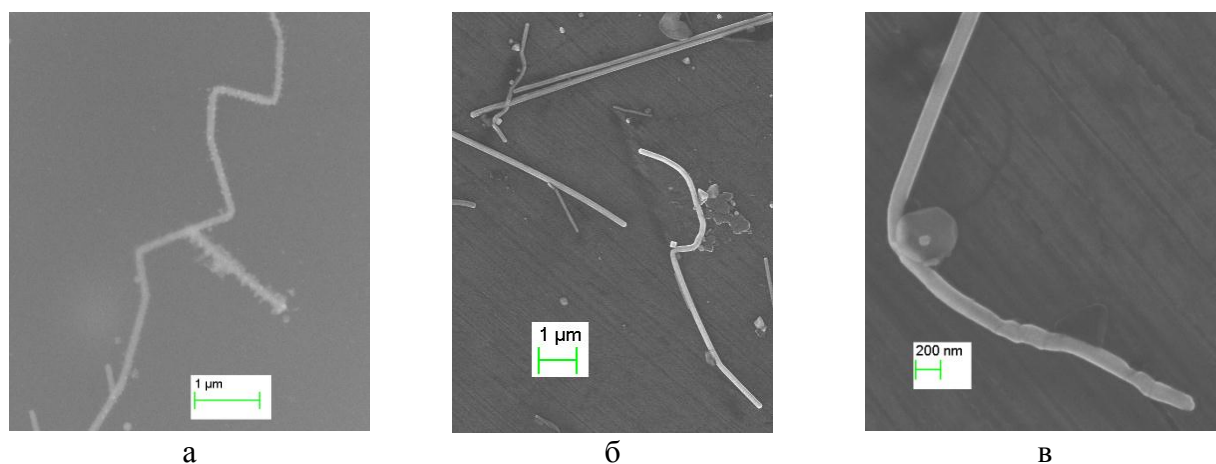


Рис. 1. Серебряные наноцепочки, полученные в результате каталитически поддерживаемой реакции восстановления в присутствии поверхностно-активного вещества.

## Литература

1. Eun-Jong Lee, Yong-Hoe Kim, Do Kyung Hwang, Won Kook Choi, and Jin-Yeol Kim Synthesis and optoelectronic characteristics of 20-nm-diameter silver nanowires for highly transparent electrode films // RSC Adv., 2016. Published online. DOI: 10.1039/C5RA25310A

## АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В ЦИРКОНИИ

Стариков С.В., Смирнова Д.Е., Гордеев И.С., Ухлинова Е.Л., Колотова Л.Н.

*Объединенный институт высоких температур РАН, Москва*  
*Московский физико-технический институт, Москва*  
starikov@ihed.ras.ru

Цирконий и его сплавы являются важными конструкционными материалами в энергетике. Тем не менее, особенности фазовых переходов и структурных изменений при различных внешних воздействиях (нагрев, механическая нагрузка, облучение быстрыми ионами) остаются изученными не полностью.

В данной работе разрабатывается молекулярно-динамическая модель циркония и сплава Zr-Nb. На основе квантовых расчет был разработан новый межатомный потенциал, способный описывать как чистый цирконий, так и указанный сплав, в широком диапазоне давлений и температур. Для создания потенциала применялся метод “согласование по силе”, который позволяет конструировать потенциалы без использования эмпирических данных. Разработанный межатомный потенциал позволяет применить метод молекулярной динамики для моделирования явлений, происходящих в сплавах Zr-Nb с различной концентрацией ниобия. Установлено, что потенциал дает возможность для моделирования структуры и свойств ряда фаз циркония: ГПУ  $\alpha$ -Zr, ОЦК  $\beta$ -Zr, гексагональной  $\omega$ -Zr.

Разработанная модель также позволяет моделировать ОЦК и ГПУ сплавы Zr-Nb. Представлены результаты тестирования разработанного потенциала путем расчета параметров решетки кристаллических фаз системы Zr-Nb, упругих модулей, энергий образования дефектов, температур плавления, коэффициентов самодиффузии. Полученные результаты хорошо согласуются с опубликованными экспериментальными данными. В частности, показано, что самодиффузия в ГПУ цирконии осуществляется через диффузии междоузельных атомов, тогда как самодиффузия в ОЦК цирконии реализуется за счет диффузии вакансий.

Разработанная атомистическая модель была использована для исследования фазовых и структурных превращений в цирконии. Исследована фазовая диаграмма в широком диапазоне давлений и температур. Кривая плавления рассчитана вплоть до давления 20 ГПа. Для её расчета использовался метод прямого двухфазного моделирования. Также были исследованы особенности перехода в гексагональную  $\omega$ -фазу циркония. Кроме того, выполнено моделирование таких структурных превращений как рекристаллизация и пластичность за счет формирования двойников. Как один из результатов работы, была рассчитана энергия активации миграции границы зерна в ГПУ-фазе. Полученное значение оказалось на порядок меньше, чем у аналогичной величины в ГЦК металлах. В работе обсуждается включение результатов молекулярно-динамических расчетов в модели, предназначенные для описания эволюции материала на микроуровне: дислокационная динамика и метод фазового поля. Такая связка моделей позволяет реализовать многомасштабный подход в материаловеденье, когда методами моделирования и теоретической физики совместно решаются подзадачи на различных временных и пространственных масштабах. Кооперация таких методов (квантовые расчеты, атомистическое моделирование, дислокационная динамика и теория фазового поля) может позволить предсказать поведение конструкционных материалов практически без привлечения экспериментальных данных, которые в этом случае могут быть использованы для верификации всей модели. На данный момент такая многомасштабная модель только разрабатывается, однако её развитие уже привело к существенным достижениям в методах расчета поведения вещества при термических, деформационных и радиационных воздействиях.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НАНОВОЛОКОН ГЦК МЕТАЛЛОВ, СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД, ПОДВЕРГНУТЫХ ДИНАМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Старостенков М.Д., Яшин О.В.

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

В работе с привлечением метода молекулярной динамики исследованы процессы структурно-энергетических превращений, наблюдаемых во время деформации нановолокон ГЦК Ni, содержащих атомы водорода.

Нановолокно Ni представляло собой параллелепипед размерами  $4.05 \times 4.05 \times 7.57$  нм, по направлениям  $\langle 010 \rangle$ ,  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$  соответственно, вдоль направления  $\langle 100 \rangle$  по краям нановолокна располагались атомы, составляющие абсолютно жесткие захваты, толщина каждого захвата составляла четыре атомных плоскости (100). В октаэдрические и тетраэдрические поры волокна помещались атомы водорода. В представленной работе поры нановолокна заполнялись водородом на 20%, соотношение количества атомов водорода в октаэдрических и тетраэдрических порах нановолокна соответствовало соотношению суммарного объема октаэдра и тетраэдров в элементарной ячейке.

Для описания движения атомов использован метод молекулярной динамики, апробированный в работах [1-2], расчет взаимодействия между атомами производился с применением парных потенциалов Морзе заимствованных из [3]. При моделировании деформации в исследуемых нановолокнах производилось периодически повторяющееся поступательное смещение атомов, составляющих абсолютно жесткие захваты вдоль оси растяжения нановолокна  $\langle 100 \rangle$  в противоположных направлениях друг от друга. Скорость движения захватов соответствовала скорости деформации порядка  $10^9 \text{ с}^{-1}$ . При деформации нановолокна на каждом шаге интегрирования производилась термостабилизация моделируемой системы по алгоритму Берендсена. Расчеты проведены для температур 50, 300, 600, 900 и 1200 К.

Полученные результаты показали более высокое значение откольной прочности для нановолокон Ni, содержащих водород, в сравнении с результатами, полученными ранее для нановолокон Ni без водорода [4]. Особенностями структурно-энергетических превращений в нановолокнах Ni, содержащих водород, является появление на стадии пластической деформации глобулярных образований из атомов водорода. Количество таких сфер увеличивается с ростом температуры: 0 сфер при 50 К, 1 - при 300 К, 8 – при 600 К, 17 – при 900 К. При температуре 1200 К после приложения деформирующей нагрузки наблюдался выход атомов водорода с поверхности нановолокна.

## Литература

1. Полетаев Г.М., Мартынов А.Н., Старостенков М.Д. Структура и энергия границ зерен кручения в ГЦК металлах // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2010. Т. 7. № 4. С. 27-34.
2. Старостенков М.Д., Яшин О.В. Исследование проявлений анизотропии свойств наноматериалов при деформации // *Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения*. 2015. Т. 15. № -1. С. 96-100.
3. Полетаев Г.М., Кулабухова Н.А., Старостенков М.Д. Потенциалы межатомного взаимодействия в системах Pd-H и Ni-H // *Химическая физика и мезоскопия*. – 2011. – Т.13, №3, С. 411-418.
4. Старостенков М.Д., Сосков А.А., Яшин А.В., Яшин О.В. Исследование зависимости предела текучести от температуры на примере бездефектных нановолокон чистых металлов Ni и Al и интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al // *Наноинженерия*. 2015. № 1 (43). С. 30-33.

# МЕХАНИЗМЫ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Сундеев Р.В.<sup>1,2</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2,3</sup>, Шалимова А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

<sup>2</sup> МИРЭА, Москва, Россия

<sup>3</sup> НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

Хорошо известно, что пластическая деформация, особенно мегапластическая (МПД), как правило, способствует образованию необычной структуры, вследствие которой материалы начинают демонстрировать уникальные свойства - в частности, высокая пластичность таких материалов сочетается с высокой прочностью. В рамках данной работы проведено исследование эволюции структуры в ходе кручения под высоким давлением (КВД) закристаллизованного сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ . Кристаллические образцы получали отжигом аморфной ленты – 500 C<sup>0</sup>, 30 минут. Образцы деформировали в камере Бриджмена при квазигидростатическом давлении 6 ГПа. Полное число оборотов подвижной наковальни  $n$  в эксперименте изменяли от 1/4 до 6 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Деформацию кристаллических образцов проводили при трех температурах: 293К, 195К и 77К. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для непрерывной фиксации момента кручения под высоким давлением при комнатной температуре, испытания образцов  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  в двух структурных состояниях проводили на установке типа «СКРУДЖ 60М». Критические моменты изменения структуры выявляли на уровне образца в целом для чего: 1) снимали сравнительные кривые непрерывного изменения момента кручения и напряжений сдвига, как для аморфного, так и для закристаллизованного материала  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ; 2) с помощью рентгеноструктурного анализа определяли изменение доли кристаллической фазы в ходе КВД при различных температурах. Уточнение выбранных структурных состояний проводили на локальном уровне электронно-микроскопическим методом. Оценивали энергию активации деформационной аморфизации с помощью уравнения Аррениуса.

Анализ полученных результатов позволяет предположить, что деформационная аморфизация закристаллизованного  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  происходит в рамках двух стадий непрерывной деформации в камере Бриджмена:

1 стадия – границы, образующиеся в результате фрагментации кристаллической структуры и приграничные области аморфизуются, вследствие слияния ядер дефектов, заторможенных границами. Экспериментально наблюдались аморфизированные прослойки в приграничных областях и сетки таких прослоек на начальных стадиях КВД. Это стадия дегградации, разрушения кристаллической структуры заканчивается, когда экспериментально наблюдается практически аморфный материал, содержащий по объему  $\leq 0,1$  малых областей кристаллической фазы со средним размером 2-3 нм.

2 стадия – полная аморфизация материала, которую обеспечивает индуцированный нарастающей деформацией, слабо термоактивируемый процесс массопереноса на малые расстояния - «соскальзывания» атомов с поверхности сильно насыщенных дефектами осколков нанозерен в окружающую аморфную матрицу, что и приводит к «растворению» осколков нанокристаллической фазы.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (грант 16-32-60034 мол\_а\_дк).

# МУЛЬТИПОЛЬНЫЕ КОНФИГУРАЦИИ В ОБЛАСТИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ

Суханов И.И., Тюменцев А.Н.

Томский государственный университет, Томск  
suhanii@mail.ru

На основе результатов проведенного электронно-микроскопического исследования в работах [1, 2] на схеме (рис. 1 б) показаны выявленные конфигурации частичных дисклинаций. В частности, представлены дипольная (области 1 на рисунке 1 б)) и мультипольная (область 2 на рисунке 1 б)) конфигурации. В качестве характерных параметров дисклинационных систем были выбраны размеры плеч  $l = 3$  нм и  $m1 = m2 = 6$  нм, значение вектора Франка, определяемого углами разориентации,  $\omega \approx 1^\circ$  (рис. 1).

В рамках континуального подхода проведен анализ и сравнение полей напряжений мультипольной и, ассоциированной с ней, дипольной конфигурации. Показано, что максимальные напряжения и в обеих дисклинационных системах достигают величин порядка  $P \approx E/50$ . Обнаружено, что значения градиентов внутренних напряжений для диполя могут составлять величину  $\partial P/\partial x \approx 0,02 E \text{ нм}^{-1}$ , в то время как аналогичные значения для мультипольной конфигурации достигают больших значений порядка  $\partial P/\partial x = 0.03 \text{ нм}^{-1}$ .

Показано, что мультипольная конфигурация значительно уступает по энергии дипольной для любого значения плеча  $l$ . Это свидетельствует о том, что в свободном упругом континууме (без наличия внутренних и внешних источников напряжений) энергетически более предпочтительна мультипольная конфигурация.

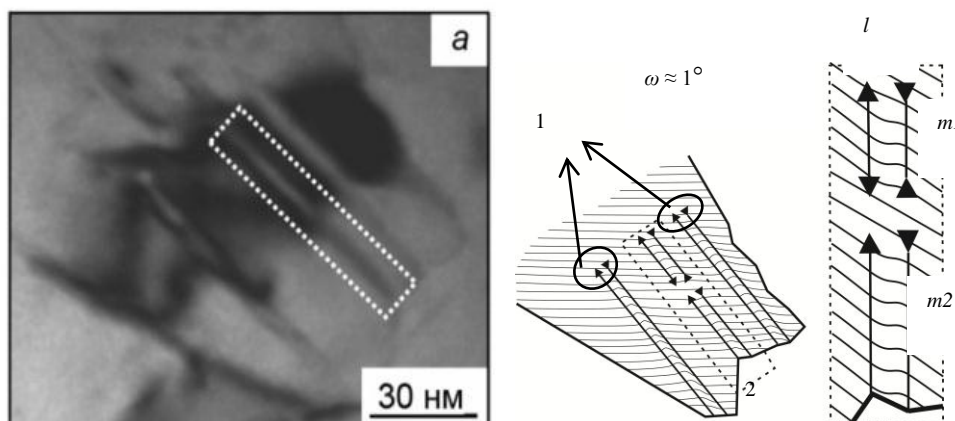


Рис. 1. Нанополосы переориентации никеля в СМК состоянии после интенсивной пластической деформации светлопольное электронно - микроскопическое изображение [1, 2] (а); схема разориентировок (б).

## Литература

1. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. Нанодиполи частичных дисклинаций как носители квазивязкой моды / Физическая мезомеханика. – 2011. – том 14. – № 3. – С. 55-68.
2. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. Структурные состояния с высокой // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 9. – С. 26-36.

## БИОАКТИВНЫЕ УПРОЧНЯЮЩИЕ ПОКРЫТИЯ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НАНОГРАНУЛИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ

Трегубов И.М., Каширин М.А., Ситников А.В.

*Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж*  
ilia.tregybov@mail.ru

Целью данной работы является разработка упрочняющих покрытий на основе композитов металл-керамика, обладающих высокой биосовместимостью и продлевающих срок службы имплантатов, вживляемых в организм человека, благодаря наноструктуре и высоким механическим свойствам.

Одной из главных трудностей в использовании имплантатов является разрушение кости вокруг, при его вживлении в организм человека, что в свою очередь, со временем приводит к его потере. Помимо сложностей с низкой степенью приживаемости, недостаточной длительной устойчивостью в организме человека, возникает ещё и проблема поиска биоактивного материала, который бы способствовал быстрому заживлению и продлевал срок службы вживленного имплантата. На сегодняшний день не один из разрабатываемых керамических материалов на основе ГА не доведен до стадии клинического применения, из-за неудовлетворительных показателей механических свойств, и низкой эксплуатационной надежности.

Одним из возможных вариантов разрешения подобных сложностей является использование сочетания металлической основы, из которой изготовлен имплантат с нанесенным на него упрочняющим композиционным покрытием. Данный подход основан на придании биологической совместимости металлу, обладающему хорошими механическими свойствами, посредством нанесения на его поверхность покрытия. Как показывают исследования [1], рост эксплуатационных характеристик в композиционных покрытиях металл-керамика обеспечивается не столько за счет элементного состава покрытия, сколько за счет его морфологии и наноструктурированности. А улучшение физико-механических свойств модифицированного поверхностного слоя, достигается также и в силу синергетического эффекта получается композиция с характеристиками, которые не могут быть достигнуты при применении каждого материала в отдельности.

Для создания и разработки уникального покрытия для каждого конкретного случая его использования необходим дифференцированный подход, что позволит оптимизировать свойства разрабатываемого покрытия для наиболее эффективного применения. Решается это технологией ионно-лучевого распыления, которая позволяет варьировать фазовый состав покрытия в достаточно широких пределах, а также варьировать элементный состав, что дает возможность сочетать в материале оптимальные для данной задачи свойства и характеристики. Метод ионно-лучевого распыления не требует относительно высоких температур, обеспечивает достаточную химическую и структурную однородность, а также является наиболее перспективным с точки зрения воспроизводимости состава и структуры. Использование указанной технологии позволяет брать химическую основу покрытий максимально близкую к элементному составу ГА, (т.е. фосфату кальция, являющегося основой минеральной компоненты костной ткани), а в результате процессов атомной самоорганизации производить формирование композитной наноструктуры.

### Литература

1. Трегубов И.М. Упрочняющие покрытия из гранулированного композита  $Fe_x(Al_2O_3)_{100-x}$  / И.М. Трегубов, О.В. Стогней, М.Ю. Смолякова, Д.Н. Клименко, М.А. Каширин // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2013. – №2. – С.37 – 44.

# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21

Халикова Г.Р.<sup>1,\*</sup>, Швец К.С.<sup>2</sup>, Корзникова Е.А.<sup>1</sup>, Трифонов В.Г.<sup>1,\*\*</sup>

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

<sup>2</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
\*gulnara.r.khalikova@gmail.com, \*\*vadimt@anrb.ru

Вырезанные из жидкоштампованной заготовки диски диаметром 8 мм и утоненные до толщины 0,45 мм подвергали интенсивной пластической деформации (ИПД) при комнатной температуре кручением на 5 оборотов под давлением 4 ГПа. Истинная логарифмическая деформация на периферии образца составила  $\epsilon=6$ . Деформированные образцы подвергали пост-ИПД отжигу в печи при температурах 300, 400 и 500°C в течение 5 минут. Исследовали влияние ИПД и последующего отжига на структуру и микротвердость сплава. Оценку структурных характеристик исследуемого сплава и его микротвердости проводили по радиусу образцов.

При ИПД имело место разрушение и частичное растворение первичных фаз кремния и интерметаллидных частиц в алюминиевой матрице, о чем свидетельствовали как уменьшение их средней площади и объемной доли, так и увеличение содержания Si, Ni и Fe в  $\alpha$ -Al. Исследование тонкой структуры показало, что в процессе ИПД формирование субмикроструктурной структуры носило смешанный характер и протекало, преимущественно, за счет динамической рекристаллизации и/или фрагментации в зависимости от степени деформации (в нашем случае – расстояния от центра образца). Такие структурные изменения в деформированном сплаве привели к повышению значений микротвердости с  $\sim 15$  HV (для исходного жидкоштампованного состояния) до  $\sim 23$  HV на середине радиуса и до  $\sim 28$  HV на периферии образца.

Пост-ИПД отжиг сопровождался ускоренным распадом аномально пересыщенного алюминиевого твердого раствора с выделением вторых фаз кремния и нетипичной для данного сплава интерметаллидной фазы с повышенным содержанием Ni и Fe, меняющей свою морфологию от преимущественно глобулярной при температуре 300°C до стержнеобразной – при 500°C.

Одновременно с распадом пересыщенного твердого раствора протекали процессы возврата и рекристаллизации субмикроструктурной структуры. Средний размер зерен с ростом температуры деформации увеличивался, при этом наибольший рост зерен наблюдался в центре образца, наименьший – на периферии.

Структурные изменения, протекающие при отжиге деформированного сплава, привели к снижению микротвердости, минимальное значение которой наблюдалось при температуре 400°C и составило  $\sim 11$  HV по радиусу образца.

В работе обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций сплава в процессе ИПД и последующего отжига, а также их связь с микротвердостью.

# ВЫПЛАВКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Fe-Ni-Co С ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Тусупжанов А.Е., Муратбеков Б.М

*Национальная научная лаборатория Восточно-Казахстанский государственный университет имени С.Аманжолова*  
aidyn.tussupzhanov@mail.ru

Развитие науки и техники предъявляет всё более высокие требования к уровню чистоты и свойствам получаемых веществ, что является стимулом для дальнейшего развития работ [1]. В частности, смеси металлического расплава, законы изменения свойств, которые регулируют формирование структуры и механических свойств, являются основными задачами современной промышленности. Поэтому, для получения необходимых механических свойств в сплавах, важно знать структуру фазовой информации и влияние различных присадок на свойства. Несмотря на многочисленные работы по изучению инваров, вопросы формирования структуры и функции фазовых обменов в многокомпонентных сплавах остаются открытыми.

Всестороннее исследование инварного сплава Fe-36%Ni в разных структурных состояниях будет способствовать углублению представлений о природе «инвариности» как явления, и связанных с ним аномалий, что, в свою очередь, позволит расширить область практического применения инварных сплавов [2].

В работе произведена выплавка Fe-Ni-Co инвара в лабораторных условиях. Микротвердость полученного сплава была равна  $H_{\mu}=6433$  МПа. Для выявления оптимального режима нами проведен отжиг и закалка при различных температурах. После отжига при температуре  $800^{\circ}\text{C}$  течение часа микротвердость образца выше исходного на 15%. В дальнейшем нами проведен отжиг при температурах 600, 700 и  $800^{\circ}\text{C}$  в течение 5 часов, микротвердость сплава после пяти часового отжига при  $700^{\circ}\text{C}$  достигла  $H_{\mu}=9393$  МПа, что выше исходного на 46%.

Износостойкость сплава Fe-Ni-Co, исследованная на трибометре с использованием индентора из сплава WC, показало, что после 700 оборотов под нагрузкой в 310 мН образование «канавки» на поверхности образца не происходит.

Проведены исследования коррозионной стойкости образцов. Скорость коррозии после длительного отжига в течение 5 часов при температуре  $700^{\circ}\text{C}$  составила  $0,15 \cdot 10^{-3}$ , что ниже скорости коррозии исходного образца в 7 раз.

Исследованы структурно-фазовые состояния сплава после термообработок. Сплав в исходном состоянии состоит из FeNi с гранцентрированной кубической решеткой и  $\alpha$ -Fe с объёмноцентрированной кубической решеткой.

Температурный коэффициент линейного расширения образца после отжига при температуре  $700^{\circ}\text{C}$  (5ч), определенный при температуре  $200^{\circ}\text{C}$ , равен 0,0058. А после обработки отжигом при температуре  $800^{\circ}\text{C}$  (1ч) ТКЛР образца равен 0,0051 (при  $200^{\circ}\text{C}$ ).

## Литература

1. Ю.А. Захаров, В.М. Пугачев, К.А. Датий, В.М. Додонов, Ю.В. Карпушкина Получение и некоторые свойства наноразмерных порошков системы Fe-Co-Ni // Вестник КемГУ. 2013. №3 (55). Т. 3 С. 77
2. Биткулов И.Х. Влияние деформационного наноструктурирования на свойства инвара Fe-36% Ni // Институт проблем сверхпластичности металлов РАН- Уфа. 2014. 115 с.



## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУР ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПО МЕРЕ РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ СТРУИ В СОЕДИНЕНИИ АЛЮМИНИЙ–АЛЮМИНИЙ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Рыбин В.В.<sup>1</sup>, Ушанова Э.А.<sup>2</sup>, Золоторевский Н.Ю.<sup>1</sup>, Кузьмин С.В.<sup>3</sup>, Лысак В.И.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург

<sup>2</sup>ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» им. И.В. Горынина, г. Санкт-Петербург

<sup>3</sup>ВолгТУ, г. Волгоград

elinaus@mail.ru

При сварке взрывом решающую роль в образовании физического контакта и прочного сцепления листовых заготовок играет пластическая деформация, локализованная в зоне контакта металлических пластин. Данное исследование является продолжением цикла работ по изучению структур деформационного происхождения в узкой приконтактной зоне (УКЗ) материалов, полученных сваркой взрывом. В работе [1] на примере модельного соединения медь М1 – медь М1 было показано, что при сварке взрывом в узкой приконтактной зоне происходит anomalously большая по величине локализация пластического течения, которое реализуется в виде образования и развития специфических структурных элементов макроуровня пластической деформации – вихреподобных пластических струй. Показано, что пластические струи представляют собой набор из множества искривленных мезополос деформации, каждая из которых состоит из разориентированных фрагментов.

Для соединения алюминий – алюминий физическая природа и закономерности процесса образования структур деформационного происхождения в условиях сварки взрывом аналогичны, а развитие пластических струй в УКЗ является общим характерным признаком, как при сварке соединения медь – медь, так и алюминий – алюминий. В настоящей работе исследована эволюция структур деформационного происхождения по мере развития пластической струи в соединении алюминий – алюминий, полученного сваркой взрывом

(рис. 1). Идентифицированы и подтверждены методами компьютерного моделирования действующие в узкой приконтактной зоне парциальные механизмы формирования сильноразориентированных структур деформационного происхождения.

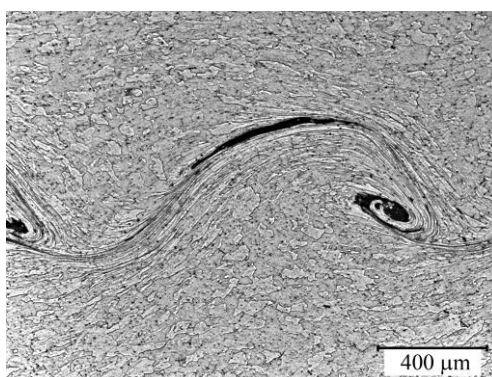


Рис. 1 – Металлографическая структура УКЗ соединения алюминий – алюминий, полученного сваркой взрывом

### 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 ЖТФ. –2011. –Т. 37. Вып. 23. –С. 26–33.

# ДИФФУЗИОННОЕ СОЕДИНЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОСЛОЕК ИЗ НИКЕЛЯ И СПЛАВА Х2Н98

Хазгалиев Р.Г., Ибрагимова И.И., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р., Мухаметрахимов М.Х.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*  
sloth-usatu@mail.ru

Диффузионная сварка разнородных материалов, в частности проявляющих сверхпластичность, может быть эффективным технологическим процессом. Однако получение надежных соединений этих сплавов связано с рядом трудностей и, в частности, с образованием хрупких интерметаллидов системы Ti-Fe. Одним из способов преодоления этой проблемы является использование никелевой прокладки.

В данной работе исследовали формирование соединения титанового сплава и нержавеющей стали через тонкие прослойки из никеля и сплава Х2Н98 (Ni-2 ат.%Cr). Никель использовали как в крупнозернистом (КЗ), так и наноструктурном (НС) состояниях, а сплав Х2Н98 - в НС состоянии. Прослойка предотвращает образование интерметаллидов Ti-Fe. При использовании в качестве прослойки Ni в зоне Ti-Ni образуются сплошные слои интерметаллидов  $Ti_2Ni$ , TiNi,  $TiNi_3$ . Выбор Х2Н98 обусловлен тем, что легирование Cr приводит к значительному снижению температурного интервала аустенитно-мартенситного превращения в слое TiNi, сопровождающегося аномально высоким скачком КТР [1, 2]. В области нержавеющей стали – прослойка состав изменяется плавно и образования слоев интерметаллидов не обнаружено. Исследовали влияние температуры сварки на прочность образующегося соединения (рис. 1). При сварке через Ni прослойку в зоне соединения Ti - Ni интерметаллиды  $Ti_2Ni$ , TiNi,  $TiNi_3$  наблюдаются уже при  $T=700$  °С (рис.1а), причем как при использовании КЗ, так и НС никеля. Использование прослойки из сплава Х2Н98 замедлило образование этих интерметаллидов: так при  $T=700$  °С в зоне соединения Ti-Ni отсутствует  $TiNi_3$ , а TiNi присутствует.

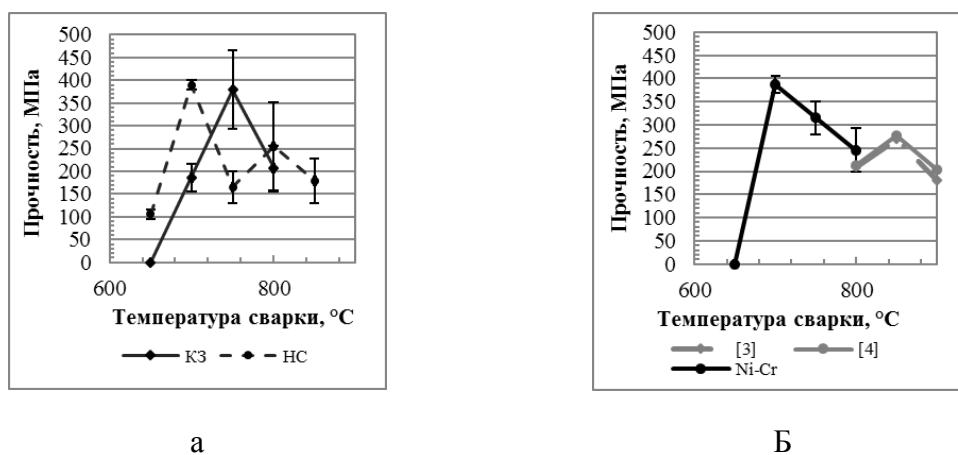


Рис. 1. Зависимость прочности соединения титана и нержавеющей стали через никелевую и никель-хромовую прослойки от температуры сварки давлением.

## Литература:

- 1) К. Otsuka, X. Ren// Progress in Materials Science 50 (2005) p. 511–678.
- 2) Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Имаев М.Ф., Шаяхметов Р.У., Мулюков Р.Р.// Известия вузов. Физика, том 58, № 6, 2015, стр.74 – 79.
- 3) S. Kundu, S.Chatterjee // Materials characterization 59 (2008) p. 631-637.
- 4) J.C.Yan, D.S.Zhao, C.W.Wang, L.Y.Wang, Y. Wang, S.Q. Yang // Materials science and technology 25 (2009) no 7 p.914-918.

# ВЛИЯНИЕ СДВИГОВОЙ КОМПОНЕНТЫ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ЗОНЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ НИКЕЛЕВУЮ ПРОСЛОЙКУ

Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*  
sloth-usatu@mail.ru

При сварке давлением разнородных материалов каждый из материалов, как правило, деформируется на различную степень деформации. В работе [1] было обнаружено, что при сварке давлением сдвиг деталей друг относительно друга приводит к повышению качества сварного шва, т.е. к более низкой пористости, как на периферии, так и в центре шва. Это свидетельствует о том, что если закладывать в процесс сварки сдвиговые деформации, то качество свариваемого контакта будет выше.

В данной работе с помощью компьютерного моделирования процесса сварки давлением определили распределения деформаций в зоне соединения, а также оптимизировали величину приложенных напряжений. Уровень сдвиговых напряжений и деформаций изменяли путем увеличения угла между нормалью к плоскости сварки и осью сжатия. Моделировали процесс сварки давлением титанового сплава и нержавеющей стали при температуре 750 °С и давлении 4 МПа. Угол между осью сжатия и нормалью к плоскости сварки составлял:  $\alpha = 0, 15, 30$  и  $45^\circ$ . Давление было приложено сверху вниз.

При  $\alpha = 0^\circ$ , независимо от взаимного расположения свариваемых материалов (сверху или снизу), в области сварного шва деформация распределяется неравномерно: в центральной части сварного шва образуется застойная область, характеризующаяся минимумом деформации. При  $\alpha > 0^\circ$  напряжения выравниваются по длине прослойки, увеличивается степень деформаций в прослойке, и появляется зависимость от взаимного расположения деталей, что обусловлено с их различной пластичностью. Если сверху находится титановый сплав (он менее прочный, чем сталь), то в зоне шва на нем образуется бочка (рис.1а). Если сверху находится сталь, то образования бочки на стали не происходит. Напротив, сталь расширяется в области шва (рис.1б).



Рис. 1. Распределение деформаций в области никелевой прослойки при  $\alpha = 45^\circ$ : а) титан сверху, сталь снизу; б) сталь сверху, титан снизу.

Максимальная степень деформации, а также наиболее однородное распределение деформаций в прослойке, наблюдаются при  $\alpha = 45^\circ$  (сталь сверху) (рис.1б). Суммарные напряжения в прослойке никеля растут по мере увеличения  $\alpha$  и достигают максимума при  $\alpha = 45^\circ$ .

## Литература:

1. Валитова Э.В., Ахунова А.Х., Валитов В.А., Дмитриев С.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х. // Письма о материалах. 4(3). с. 190 – 194 (2014)

# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА АК12ММГН/18%SiCp ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ

Халикова Г.Р.<sup>1,\*</sup>, Швец К.С.<sup>2</sup>, Корзникова Е.А.<sup>1</sup>, Сергеев С.Н.<sup>1</sup>, Трифонов В.Г.<sup>1,\*\*</sup>

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

<sup>2</sup>*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа*  
*\*gulnara.r.khalikova@gmail.com, \*\*vadimt@anrb.ru*

В качестве объекта исследования был выбран композиционный материал, матричной основой для которого служил алюминиевый литейный сплав АК12ММГН, армированный 18 вес.% частиц SiC. Композиционный материал был получен жидкой штамповкой.

Из исходной заготовки были вырезаны диски диаметром 8 мм и утонены до толщины 0,45 мм. Интенсивную пластическую деформацию (ИПД) осуществляли кручением при комнатной температуре на наковальне Бриджмена при давлении 4 ГПа на 5 оборотов. Истинная логарифмическая деформация на периферии образца составила 6,2. Деформированные образцы подвергали последующему отжигу в печи при температурах 300, 400 и 500°C в течение 5 минут. Для идентификации частиц вторых фаз деформированный образец отжигали при 500°C в течение 2 часов. Оценку структурных характеристик исследуемого композиционного материала проводили в исходном состоянии, по радиусу деформированных и отожженных образцов.

Интенсивная пластическая деформация привела к дроблению структурных составляющих, в том числе и твердой армирующей фазы SiC, последующему их развороту и выстраиванию по окружности образца. При ИПД имело место частичное растворение фаз в алюминиевой матрице, что сопровождалось уменьшением их объемной доли и повышением легированности твердого раствора.

Последующий отжиг деформированных образцов привел к распаду аномально пересыщенного алюминиевого твердого раствора с выделением частиц вторых фаз: кремния и нетипичной для матричного сплава АК12ММГН интерметаллидной фазы с высоким содержанием Ni и Fe. С ростом температуры отжига содержание растворенных при ИПД элементов в алюминиевом твердом растворе уменьшалось.

Зарождение и рост частиц вторых фаз в деформированном материале при последующем отжиге могли быть обусловлены ускоренным распадом пересыщенного твердого раствора (являющегося результатом пластической деформации) за счет неравновесных вакансий и дислокаций.

Одновременно с распадом пересыщенного твердого раствора протекали процессы возврата и рекристаллизации субмикроструктурной структуры. Как показывают результаты EBSD анализа, с ростом температуры отжига увеличивался средний размер зерен.

В работе обсуждена природа структурно-фазовых трансформаций сплава в процессе ИПД и последующего отжига.

# ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК4-1 ПОСЛЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К., Ситдииков В.Д.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
ela.90@mail.ru

Алюминиевые сплавы АК4-1 широко используются в машиностроении и авиастроении, являются основными конструкционными материалами для изготовления деталей самолетов, поршней двигателей внутреннего сгорания. В процессе эксплуатации изделия из сплава АК4-1 подвергаются циклическим нагрузкам при повышенных температурах до 150°C. Актуальной задачей является повышение прочностных и усталостных свойств алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg для расширения областей их применения в авиационной промышленности и увеличения срока службы деталей, а также выявления закономерностей, происходящих в алюминиевом сплаве, в процессе и после усталостных испытаний.

В недавних же исследованиях продемонстрировано, что уровень прочностных свойств в алюминиевых сплавах может быть повышен путем измельчения зеренной структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД)[1-2]. Поэтому с помощью равноканального углового прессования (РКУП) была получена ультрамелкозернистая (УМЗ) структура, которая привела к повышению прочностных и усталостных свойств в 1,5 раза по сравнению со стандартной обработкой Т6[3].

На примере крупнозернистого (КЗ) и УМЗ образцов сплава АК4-1, подвергнутых усталостным испытаниям в многоциклового области, было изучено влияние циклических нагрузок на структуру материала вблизи зоны разрушения (Рис. 1) методом рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

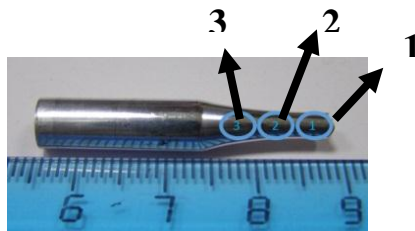


Рис1. Образец сплава АК4-1, после усталостных испытаний: 1,2,3 – области исследования

В работе показано, что в ходе усталостных испытаний происходит активация диффузионных процессов, ведущих к динамическому старению в алюминиевом сплаве АК4-1 с ультрамелкозернистой структурой и в образцах после стандартной обработки Т6.

Работа проводилась в рамках выполнения проекта РФФИ «Мой первый грант» № 16-38-00507.

## Литература

1. Валиев, Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – Москва: Логос, 2000. – 272 с.
2. Valiev, R. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation / R. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. Langdon, M. Zehetbauer, Y. Zhu // JOM. – 2006. – PP. 33-39.
3. Khafizova, E. Microstructure, strength and fatigue of an ultrafine-grained Al-Cu-Mg alloy / E. Khafizova, R. Islamgaliev, G. Klevtsov, E. Merson // Materials Physics and Mechanics.- 2015.- PP. 232-241

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ И СТАРЕНИЕМ

Хомская И.В.<sup>1</sup>, Зельдович В.И.<sup>1</sup>, Фролова Н.Ю.<sup>1</sup>, Хейфец А.Э.<sup>1</sup>,  
Дякина В.П.<sup>1</sup>, Шорохов Е.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики имени  
академика Е.И. Забабахина, Снежинск

khomskaya@imp.uran.ru

Изучено влияние высокоскоростной деформации методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) и отжига (старения) на структуру, свойства и термическую стабильность специальных электротехнических сплавов меди, легированных хромом (0,09-0,22мас.%) и цирконием (0,04-0,21мас.%). Метод ДКУП, разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (Патент № 2283717 РФ, 2006 г) и представляющий собой динамический вариант РКУП, позволяет реализовать сверхвысокие скорости ( $10^4$ - $10^5$  с<sup>-1</sup>) деформирования материалов. Ранее нами установлено, что отличительной особенностью этого метода является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Структурообразование в меди происходит в результате циклических высокоскоростных процессов фрагментации и динамической рекристаллизации. Формирование в сплавах меди неравновесного наноструктурированного (НС) состояния при ДКУП происходит за счет фрагментации, динамической полигонизации и деформационного старения с выделением наноразмерных ( $\leq 5$  нм) частиц вторых фаз.

Исследовано влияние ДКУП и старения на механические свойства и удельное электросопротивление сплавов. Показано, что измельчение структуры сплавов Cu-Cr-Zr Cu-Zr, Cu-Cr на три порядка (от 200-300 мкм до 0,2-0,4 мкм), и повышение  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  в 2,6-2,8 и 3,3-5,0 раз соответственно, при сохранении удовлетворительной пластичности может быть достигнуто уже при трех-четырех проходах ДКУП. Определено, что НС сплавы меди, полученные методом ДКУП, обладают повышенной по сравнению с крупнокристаллическим состоянием способностью выдерживать контактные механические нагрузки без пластического деформирования. Легирование микродобавками (0,04-0,22мас.%) Cr и Zr, незначительно повышая электросопротивление меди, деформированной ДКУП, существенно увеличивает ее прочностные свойства и температуру рекристаллизации. Установлено, что повышенный уровень механических свойств исследованных сплавов, по сравнению медью, связаны с дополнительным деформационным упрочнением, обусловленным выделением наноразмерных частиц Cr и Cu<sub>5</sub>Zr в процессе ДКУП и последующего старения. Определена последовательность процессов распада пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора и рекристаллизации в сплавах, подвергнутых закалке и закалке + ДКУП. Показано, что НС сплавы меди, термически устойчивы при нагреве до 500-550°C. Начало рекристаллизации деформированных сплавов задерживается вследствие закрепления дислокаций и границ зерен-субзерен наноразмерными частицами Cr и Cu<sub>5</sub>Zr. Даже нагрев до 650-700°C не приводит к существенному росту зерна (3-6 мкм). На примере НС сплавов Cu-Zr, Cu-Cr и Cu-Cr-Zr, полученных ДКУП и старением, показана определяющая роль легирования микродобавками (0,04-0,08%) Zr в повышении термической стабильности и достижении высоких физико-механических свойств. Показано, что влияние циркония обусловлено выделением наночастиц (~5нм) фазы Cu<sub>5</sub>Zr на дислокациях и субграницах, их закреплением и уменьшением подвижности. В результате замедляется процесс образования центров рекристаллизации, требующий перестройки дислокационной структуры.

Работа выполнена в рамках госзадания ФАНО России по теме «Структура» № г.р. 01201463331.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЁРДОСТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Ta–Zr

Цверова А. С.<sup>1</sup>, Смирнов И. В.<sup>1,2</sup>, Гриняев К. В.<sup>1,2,3</sup>, Дитенберг И. А.<sup>1,2,3</sup>,  
Тюменцев А. Н.<sup>1,2,3</sup>, Чернов В. М.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>НИ Томский государственный университет, Томск

<sup>2</sup>Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>4</sup>ОАО «ВНИИНМ» им. А.А. Бочвара, Москва

tsverova@mail.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии и микроиндентирования проведено исследование сплава V–6,8Cr–6.1Ta–0.79Zr–0.031C–0.52O (вес. %) после термомеханической обработки по модифицированному режиму [1] и последующих одночасовых вакуумных отжига при температурах 700 °С–1000 °С.

Установлено, что термомеханическая обработка приводит к формированию в объёме материала высокодефектного структурного состояния с высокой объёмной плотностью однородно распределённых наноразмерных ( $\leq 10$  нм) частиц фаз на основе элементов внедрения, обеспечивающих дисперсное упрочнение материала. Указанная модификация сопровождается существенным увеличением значений микротвёрдости от 1.5 ГПа (в исходном состоянии) до 3.64 ГПа.

Проведение высокотемпературных термообработок позволило выявить следующие особенности релаксации дефектной субструктуры и трансформации мелкодисперсных частиц вторых фаз:

– После отжига при 700 °С в материале сохраняется высокая плотность указанных выше наноразмерных частиц фаз внедрения. Начало релаксационных процессов приводит к снижению микротвёрдости до 3 ГПа.

– В процессе термообработки при 800 °С интенсивное развитие процессов релаксации приводит к заметному снижению плотности дефектов и уменьшению значений микротвёрдости до 2,64 ГПа. Гетерофазная структура сплава практически не изменяется: размер и объёмная плотность мелкодисперсных частиц те же, что после отжига при 700 °С.

– При 900 °С в объёме образца происходит значительное снижение плотности дислокаций, наблюдается формирование более крупных (50–200 нм) частиц второй фазы. Микротвёрдость уменьшается до 2,1 ГПа.

– Микротвёрдость после отжига при температуре 1000 °С снижается до значений исходного состояния (1,52 ГПа), что свидетельствует о завершении релаксационных процессов.

Обсуждаются эффекты кооперативной реализации субструктурного, дисперсного и твердорастворного механизмов упрочнения после указанных обработок. Анализируется воздействие высокотемпературных отжига на эффективность упрочнения в условиях низкой термической стабильности упрочняющих наноразмерных частиц.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены с использованием оборудования ТМЦКП.

## Литература

1. Тюменцев А.Н. и др. Влияние режимов термомеханических обработок на микроструктуру и механические свойства сплавов системы V–Me(Cr, W)–Zr–C // ВАНТ. Серия Термоядерный синтез. 2014. Т. 37. вып. 1. С. 18.

# ВЛИЯНИЕ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА NiAl

Чаплыгин П.А., Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д.

*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул, Россия*  
iovis@inbox.ru

Алюминиды никеля представляют большой интерес в качестве основы новых жаропрочных сплавов интерметаллидного класса.

Цель данной работы – исследовать методом Монте-Карло [1] влияние антифазных границ на структурно-фазовые характеристики ОЦК-сплава NiAl в процессе разупорядочения.

В качестве модельного сплава взята трехмерная структура упорядоченного сплава NiAl, в которой атомы расположены в узлах объемо-центрированной кубической решетки в соответствии со сверхструктурой B2.

В компьютерных экспериментах размеры кристалла составляли  $32 \times 32 \times 32$  атомных слоёв (65536 атомов). Межатомное взаимодействие задавалось с помощью парных потенциалов Морзе [2]. Использовались периодические граничные условия. В расчетный блок вводилась пара термических АФГ в направлении  $\langle 100 \rangle$  и затем производился ступенчатый нагрев от температуры 200К до 2200К. На каждом шаге проводилось  $5 \cdot 10^6$  итераций, шаг изменения температуры составлял 100К.

При каждой температуре рассматривались значения средней конфигурационной энергии на атом и параметров ближнего и дальнего порядка в сравнении со значениями, полученными для сплава без дефектов в экспериментах, аналогичных описанным ранее [3]. Полученные данные позволяют сделать следующие выводы:

Наличие в сплаве антифазных границ ускоряет процесс разупорядочения. Граница типа Ni-Ni сохраняет структуру при больших температурах, чем граница типа Al-Al. Размытие границ сопровождается процессом фасетирования и появлением участков антифазных границ в направлении  $\langle 110 \rangle$ .

*Исследование выполнено в рамках научного проекта №166 программы Министерства образования и науки РФ «Формирование государственных заданий высшим учебным заведениям в части проведения научно-исследовательских работ» и при финансовой поддержке гранта РФФИ №15-48-04127 p\_сибирь\_a.*

## 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. Старостенков М.Д., Козлов Э.В., Андрухова О.В. Моделирование фазовых переходов беспорядок-порядок. Вестник Алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова. 1999. № 1. С. 45
3. Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д., Потеев А.И., Структурно-фазовые превращения ОЦК-сплава при термоциклировании. Известия высших учебных заведений. Физика. 2015. Т. 58. № 4. С. 52-57.



# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА РАЗМЫТИЯ АНТИФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В СПЛАВАХ CuZn И NiAl

Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д.

*Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова, Барнаул*  
alesya\_ch@mail.ru

Исследование проводилось с помощью компьютерного моделирования методом Монте-Карло. Расчетный блок представлял собой упорядоченную ОЦК-структуру со сверхструктурой В2. В компьютерных экспериментах размеры кристаллов составляли  $32 \times 32 \times 32$  ячеек (65536 атомов). На границах расчетного блока задавались периодические граничные условия, что эффективно соответствует бесконечной системе. Межатомное взаимодействие задавалось с помощью парных потенциалов Морзе [1]. Использовались периодические граничные условия. Начальные конфигурации кристаллов представляли два антифазных домена, разделённых АФГ в направлении  $\langle 100 \rangle$ .

Размытие границ оценивалось путем построения графиков зависимости количества неупорядоченных «атомов» в плоскостях параллельным АФГ. Термином «неупорядоченный атом» мы обозначаем атомы, окружение которых на первой координационной сфере не соответствует сверхструктуре В2. Для сплава CuZn с антифазными границами в направлении  $\langle 100 \rangle$  уже при низких температурах (200К) на границе Zn-Zn наблюдаются значительные нарушения структурного порядка. При 300К первые неупорядоченные области появляются на медной границе. Неупорядоченные области начинают появляться по всему расчетному блоку при 500-600К, форма и размер границ меняется. Для высоких температур (более 900К) практически весь кристалл разупорядочен, остаются только мелкогабаритные домены.

В сплаве NiAl граница типа Ni-Ni сохраняет структуру при больших температурах (до 600К), чем граница типа Al-Al (до 300К). Размытие границ сопровождается процессом фасетирования, неупорядоченные области начинают появляться по всему расчетному блоку при 800-900К. Антифазные границы исчезают при 1700К. Для высоких температур практически весь кристалл разупорядочен, остаются только мелкогабаритные домены.

Наличие антифазной границы влияет на стабильность сплава при нагревании. При наличии в сплаве АФГ первые неупорядоченные области всегда появляются вблизи границ, температура фазового перехода всегда ниже, чем в сплаве без АФГ. Вклад АФГ в процесс разупорядочения существенен до температуры фазового перехода порядок-беспорядок, что согласуется с проведенными ранее исследованиями [2-4].

*Исследование выполнено в рамках научного проекта №166 программы Министерства образования и науки РФ «Формирование государственных заданий высшим учебным заведениям в части проведения научно-исследовательских работ» и при финансовой поддержке гранта РФФИ №15-48-04127 р\_сибирь\_а.*

## Литература

1. Баранов М.А. Исследование состояния кристаллической решетки вблизи плоских дефектов в сплавах со сверхструктурой В2: диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. - Барнаул, 1989
2. Кулагина В.В., Потехаев А.И. / Влияние антифазных границ на структурно-фазовые превращения в предпереходных состояниях упорядоченных ОЦК-сплавов // Известия высших учебных заведений. Физика. 2011. Т. 54. № 11-3. С. 369-376.
3. Старостенков М.Д., Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Потехаев А.И., Романенко В.В. Структурно-энергетические характеристики сплава CuPt с АФГ в направлении  $\langle 111 \rangle$  // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2014. Т. 11. № 4-2. С. 614-618.
4. Потехаев А.И., Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д., Попова Л.А., Кулагина В.В., Клопотов А.А. Влияние антифазных границ на структурно-энергетические характеристики сплава CuPt при фазовом переходе порядок-беспорядок. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2012. - Т.9. - №4. - С.503-509.

## НАНОПОРОШКИ $\text{TiO}_2$ , $\text{ZnO}$ , $\text{CuO}$ ДЛЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД

Чиркунова Н. В.<sup>1</sup>, Соснин И. М.<sup>1</sup>, Дорогов М. В.<sup>1</sup>, Викарчук А. А.<sup>1</sup>, Романов А. Е.<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Россия, Тольятти, Белорусская ул., 14, 445020

<sup>2</sup>Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия, Кронверкский пр., 49, 197101

<sup>3</sup>Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе РАН, Россия, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26, 194021  
n.churkina@tltu.ru

Гетерогенный фотокатализ является одним из перспективных методов для решения важной экологической задачи - очистки промышленных и бытовых сточных вод. Ключевую роль в фотокатализе играет материал и метод синтеза фотокатализатора. Получение безопасных эффективных фотокатализаторов, которые обладают коррозионной стойкостью, химической устойчивостью, работают в видимом диапазоне излучения и полностью разлагают органические загрязнители до безвредных простых веществ является довольно сложной задачей. Отмечено, что высокой фотокаталитической активностью обладают ряд полупроводниковых наноматериалов, таких как  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{ZnO}$ ,  $\text{CuO}$ . Рабочая область спектра для оксидов  $\text{Ti}$ ,  $\text{Zn}$  ограничена ультрафиолетовой составляющей, это связано с шириной запрещенной зоны этих полупроводников. Для смещения рабочей области фотокатализаторов на основе  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{ZnO}$  в видимую часть спектра, а так же повышения эффективности, проводят допирование ионами различных металлов и неметаллов. Допирование ионами благородных и редкоземельных щелочных металлов привлекательно с точки зрения безопасности получаемого материала, но экономически не выгодно. В настоящее время все больше внимания уделяется допированию экологически безопасными и дешевыми ионами углерода, азота и т.д. Существует много методик получения нанопорошков оксидов металлов (гидротермальный, электроосаждение и т.д.). В частности, золь-гель метод позволяет легко управлять размерами и формой получаемых частиц, проводить допирование исходного материала на этапе синтеза; активно применяется для создания покрытий и композитов. Нанопорошки  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{CuO}$ ,  $\text{ZnO}$  получали золь-гель методом. Допирование неметаллами (N, C) осуществлялось как во время синтеза, так и при последующей обработке, полученных порошков. Размер частиц и морфологию поверхности определяли с помощью лазерной дифракции и сканирующей электронной микроскопии. Структуру исследовали методом рентгеновской дифракции. Химический состав контролировали методом энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектроскопии. Для исследования фотокаталитической активности использовали реактор периодического действия с источником излучения в УФ/ВИД диапазоне. Краситель метиленовый синий (МС) применяли в качестве модели загрязняющего органического вещества (например, этиленгликоль, фенол и др.). Эффективность реакции определялась путем анализа изменения концентрации поллютанта, которая измерялась методами газовой хромато-масс спектроскопии, УФ/ВИД спектроскопии и спектрофлуориметрии.

Допирование  $\text{TiO}_2$  и  $\text{ZnO}$  ионами N, C позволяет сдвинуть фотокаталитическую активность этих материалов в видимую область спектра. Перспективным является оксид меди, так как обладает исходной высокой фотокаталитической активностью в видимом диапазоне излучения. Основной проблемой широкого применения нанопорошков в качестве фотокатализатора является их извлечение после очистки. Полученные наноструктурные фотокатализаторы обладают хорошей фотокаталитической активностью при деградации МС.

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в Тольяттинском государственном университете, договор № 14.В25.31.0011.*

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СКОРОСТНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ УМЗ ТИТАНА И СПЛАВА TiNi ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Чуракова А.А.<sup>1,2</sup>, Лукьянов А.В.<sup>1,3</sup>, Гильманова Э.Ф.<sup>1</sup>, Ибрагимова М.Р.<sup>1</sup>  
Прокофьев Е.А.<sup>1,2</sup>, Гундеров Д.В.<sup>1,2</sup>

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

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

<sup>3</sup>Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН

churakovaa\_a@mail.ru

Проведены исследования механического поведения сплавов никелида титана (TiNi) в УМЗ состоянии, полученном интенсивной пластической деформацией. Для получения УМЗ состояния сплавы TiNi были подвергнуты равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 450°C n=8 циклов. Механические испытания проводились на малой разрывной машине конструкции УГАТУ на малых плоских образцах с базой 4x1x0.25 мм. Варьировалась температура испытаний и скорость растяжения.

Дополнительно в аналогичных условиях проведены исследования механического поведения УМЗ титана Grade-4. УМЗ состояние титана Grade-4 было получено путем равноканального углового прессования по схеме Conform (РКУП-С) с последующим волочением. На основе данного метода в УГАТУ разработана технология получения длинномерных прутков наноструктурного титана – перспективного материала для производства медицинских имплантатов.

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 крупнозернистого (КЗ) сплавах  $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$  после закалки с 800°C составлял около 50 мкм. После РКУП сплав TiNi имел размер зерна около 0,3 мкм. В исходном состоянии при комнатной температуре и скорости растяжения  $10^{-3}c^{-1}$  сплав имел предел текучести 500 МПа, после РКУП – 920 МПа.

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 температуры растяжения до 150°C и выше площадка фазовой псевдотекучести исчезает, что свидетельствует о блокировке превращения В2 - В19'. При повышении  $T$  испытаний снижаются и прочность, и пластичность TiNi как в КЗ, так и в УМЗ состоянии.

В крупнозернистом титане с размером зерна около 20 мкм предел прочности (при данной методике испытаний) составляет 800 МПа (предел текучести – 550 МПа). После РКУП – С и последующего волочения зерно титана измельчается до 150 нм,  $\sigma_b$  достигает 1300 МПа,  $\sigma_{0,2}$  - 1150 МПа.

В работе также проанализировано изменение скоростной чувствительности материалов в зависимости от состояния и температуры испытаний.

Исследования выполнены при поддержке гранта РФФИ «Мой первый грант» № 16-38-00242.

# ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП741НП И ХН58МБЮД В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Шаймарданов М.И.<sup>1,2</sup>, Галиева Э.В.<sup>1</sup>, Валитов В.А.<sup>1</sup>.

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

<sup>2</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа  
sh\_mars@bk.ru

Жаропрочные никелевые являются труднодеформируемыми и имеют низкую технологичную пластичность. Для изготовления деталей из таких сплавов целесообразно применение эффекта СП в технологических процессах деформационной обработки. Использование сварки давлением представляется перспективным методом для получения твердофазного соединения материалов, существенно различающихся по эксплуатационным характеристикам [1,2]. Данная работа посвящена исследованию влияния деформации и рельефа поверхности на формирование твердофазных соединений в процессе сварки давлением порошкового никелевого сплава ЭП741НП с деформируемым сплавом ХН58МБЮД и оценка их качества по структуре и пористости.

Показана возможность получения твердофазного соединения между разнородными крупнозернистым порошковым ЭП741НП и ультрамелкозернистым деформируемым ХН58МБЮД никелевыми сплавами, методом сварки давлением в условиях низкотемпературной (850 °С) сверхпластичности сплава ХН58МБЮД

Установлено, что заполнение рельефа поверхности свариваемых образцов протекает не однородно, в первую очередь происходит заполнение периферийных зон. Твердофазная сварка порошкового сплава ЭП741НП с деформируемым никелевым сплавом ЭК61 в условиях высокотемпературной СП последнего происходит диффузионным путем с образованием переходной диффузионной зоны, представляющей собой  $\gamma$ -твердый раствора на основе никеля, который имеет переменный состав при переходе от одного сплава, например, ЭП741НП к другому сплаву ЭК61.

Для оценки механических свойств образцов были проведены исследования микротвердости. Сложность проведения испытаний на растяжение определяется малыми размерами образцов. Известно, что между характеристиками механических свойств и величинами микротвердости существует линейная зависимость. По результатам измерений микротвердости установлено, что, величина микротвердости в зоне ТФС занимает промежуточное значение между микротвердостью соединяемых материалов. Это свидетельствует о том, что в сварном образце наблюдается монотонное изменение свойств при переходе от одного соединяемого сплава ЭП741НП к другому сплаву ЭК61.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 14-08-97061 р\_поволжье\_a*

## Литература

1. Валитова Э.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Валитов В.А. Формирование ультрамелкозернистой и нанокристаллической структуры методами интенсивной пластической деформации в никелевом сплаве ХН58МБЮД // Перспективные материалы. 2013. Спец. вып. № 15. С. 35.
2. Поварова К.Б., Валитов В.А., Овсепян С.В., Дроздов А.А., Базылева О.А., Валитова Э.В. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («Блисков») и способа их соединения // Металлы. 2014. №5. С. 61.

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-20Zr-6,5Al-3,3Mo-0,3Si-0,1B ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Шаймарданов Р.А., Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*  
ruslan.shaimardanov92@yandex.ru

В настоящее время материаловедение титановых сплавов развивается по пути использования необычного легирования и создания композиционных материалов на основе титановых сплавов. Цель таких исследований - повышение механических свойств и расширение области применения титановых сплавов. В настоящей работе в качестве исходного сплава был выбран двухфазный титановый сплав ВТ8 (Ti-6,5Al-3,3Mo-0,3Si), а в качестве необычного легирования – введение 20 вес.% циркония и 0,1 вес.% бора в качестве модифицирующей добавки. Цирконий является нейтральным упрочнителем, а добавка бора ведет к образованию моноборида титана (TiB), способствующего измельчению литой структуры в процессе кристаллизации. Выплавка сплава производилась на лабораторной плавильной установке методом аргонно-дуговой плавки. Состав нового сплава: Ti-20Zr-6,5Al-3,3Mo-0,3Si-0,1B (вес. %). С помощью дифференциальной сканирующей калориметрии были определены температуры фазовых превращений.

Полученный литой материал был подвергнут всесторонней изотермической ковке при  $T=800^{\circ}\text{C}$ , что обеспечило формирование однородной мелкозернистой структуры со средним размером зерен  $d=1,7$  мкм. Полученное мелкозернистое состояние сплава подвергли различной упрочняющей термической обработке, включавшей в себя закалку в воду из  $\beta$ -фазовой области (от 950 и 1000 $^{\circ}\text{C}$ ) с последующим старением (при 600 и 700 $^{\circ}\text{C}$ ). В результате термической обработки была получена тонкопластинчатая микроструктура с толщиной пластин  $\sim 100$  нм.

Из полученных состояний сплава, в том числе мелкозернистого, были изготовлены образцы на растяжение. Механические испытания образцов проводили при  $T=20-800^{\circ}\text{C}$ .

Испытания обнаружили, что сплав в мелкозернистом состоянии демонстрирует улучшенные сверхпластические свойства (бóльшие удлинения и более однородное пластическое течение) по сравнению со свойствами, ранее полученными для ВТ8. В термоупрочненном состоянии сплав показал существенно более высокие прочностные свойства (особенно при повышенных температурах) и твердость в сравнении со сплавом ВТ8 при сохранении достаточно высокой пластичности. В частности, при комнатной температуре сплав показал:  $\sigma_B=1476$  МПа и  $\delta=5\%$ ; при 600 $^{\circ}\text{C}$ :  $\sigma_B=820$  МПа и  $\delta=40\%$ . Представляет интерес изучение высокотемпературного сопротивления ползучести (которое, как предполагается, будет существенно выше по сравнению с ВТ8) и рассмотрение возможных способов повышения коррозионной стойкости нового сплава.

## МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ БИОИНЕРТНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, НИОБИЯ И ЦИРКОНИЯ

Шаркеев Ю.П.<sup>1,2</sup>, Ерошенко А.Ю.<sup>1</sup>, Глухов И.А.<sup>1</sup>, Толмачев А.И.<sup>1</sup>, Уваркин П.В.<sup>1</sup>, Майрамбекова А.М.<sup>3</sup>

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

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

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

sharkeev@ispms.tsc.ru

Представлены результаты исследования микроструктуры, фазового состава, механических свойств и их термостабильности для биоинертных сплавов на основе титана, ниобия и циркония в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. В качестве материала исследования были выбраны бинарные сплавы: низкомолекулярный сплав системы Ti-40 % мас. Nb (Ti40Nb) и цирконий, легированный ниобием, 1% мас. (сплав Э110). УМЗ структуру в исследуемых сплавах получали комбинированным методом интенсивной пластической деформации (ИПД), который включал многократное абс-прессование и многоходовую прокатку в ручьевых валках при комнатной температуре с последующим низкотемпературным дорекристаллизационным отжигом. Сформированная в сплавах в результате двухэтапной ИПД УМЗ структура со средним размером структурных элементов 0.3 мкм обеспечивает высокий уровень механических свойств (предел прочности, предел текучести и микротвердость) при сохранении исходного уровня модуля упругости.

Для биоинертных сплавов Ti40Nb и Э110 получены экспериментальные данные по термостабильности УМЗ состояния и механических свойств (на примере микротвердости) в диапазоне температур 400-700 °С и временном диапазоне отжигов 1-360 часов.

Установлено, что низкотемпературные отжиги сплава Ti40Nb при 350 °С и 400 °С в интервале 1-360 часов не приводят к изменению характера УМЗ структуры и росту структурных элементов матричной фазы β-твердого раствора титана и/или ниобия и α-фазы при увеличении размера неравновесной ω-фазы. Нагрев и выдержка при 350 °С сохраняют стабильность механических свойств Ti40Nb в течение 120 часов. Незначительное увеличение размера структурных элементов происходит за счет совершенствования границ и формы микроструктурных элементов. Для сплава Э110 УМЗ структура, представленная основной фазой α-Zr и частицами β-Nb, стабильна при отжиге 400 °С до 10 часов с сохранением достигнутого при ИПД уровня микротвердости. При более длительных временах отжига в интервале 24-360 часов в сплаве Э110 имеют место интенсивные рекристаллизационные процессы, сопровождающиеся снижением микротвердости и ростом элементов структуры.

При температурах выше 500 °С в течение 1 часа для сплавов Ti40Nb и Э110 наблюдается тенденция к активному росту размера структурных элементов и существенному падению микротвердости с трансформацией УМЗ структуры в мелкозернистое состояние.

Биоинертные УМЗ и термически стабильные в интервале температур от комнатной до 350 °С сплавы на основе титана, ниобия и циркония, в том числе, с низкими значениями модуля упругости являются перспективными материалами для медицинских приложений.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы ПФИ ГАН ИФПМ СО РАН на 2013 – 2020 г.г., тема Ш.23.2.2.

# СПИНОДАЛЬНЫЙ РАСПАД В ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ АРСЕНИДА-СЕЛЕНИДА ГАЛЛИЯ

Шарков М.Д., Бойко М.Е., Бобыль А.В., Бойко А.М., Конников С.Г.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург  
mischar@mail.ioffe.ru

Образец  $\text{GaAs}_{0.7}\text{Se}_{0.3}/\text{GaAs}$ , – пленка толщиной 100 нм, выращенная методом газофазной эпитаксии, – исследован методом малоуглового рассеяния рентгеновских лучей (МУРР) в прикраевом варианте [1]. Эксперименты проводились в режиме отражения при трех разных значениях длины волны анализирующего пучка: 1.043 Å (что отвечает энергии незначительно выше К-края As), 0.979 Å (энергия незначительно выше Se К-края), 1.5405 Å (стандартное  $\text{Cu K}_{\alpha 1}$ -излучение). Кроме того, измерены кривые МУРР в просвечивающем режиме при  $\text{Cu K}_{\alpha 1}$ -излучении в нескольких вариантах пространственного расположения изучаемого образца, а также от него получены данные рентгеновской дифрактометрии (РД).

На основе анализа полученных данных МУРР и РД определено, что образец состоит из отдельных доменов GaAs и GaSe, ориентированных так, что направления GaAs (111) и GaSe ( $2\bar{2}00$ ) параллельны нормали к поверхности пленки. Получены приблизительные размеры доменов  $350 \times 350 \times 24$  нм для GaAs и  $350 \times 350 \times 17$  нм для GaSe, т.е. толщины доменов GaAs и GaSe составляют примерно 1/4 и 1/6 от толщины пленки соответственно. Показано, что в образце присутствуют компоненты с преимущественно линейчатой геометрией, которая может описываться как узкие интерфейсы зерен, перпендикулярные поверхности пленки, так и дендритные структуры, которые могут формироваться на интерфейсах гексагональных кристаллов [2]. Построена пространственная модель доменной структуры исследуемой пленки.

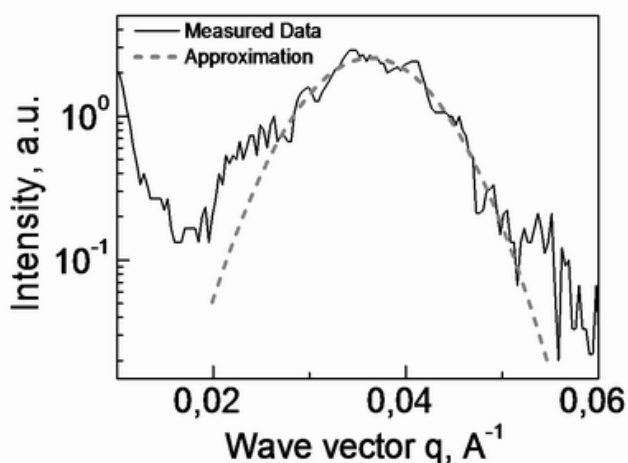


Рис.1. Кривая МУРР от пленки  $\text{GaAs}_{0.7}\text{Se}_{0.3}$ , полученная в режиме отражения при длине волны 1.043 Å.

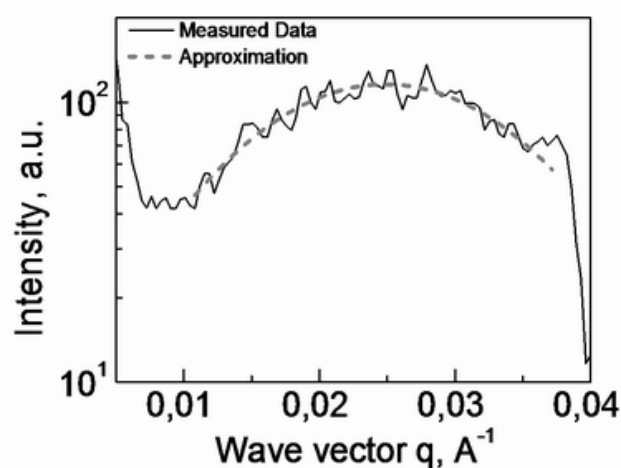


Рис.2. Кривая МУРР от пленки  $\text{GaAs}_{0.7}\text{Se}_{0.3}$ , полученная в режиме отражения при длине волны 0.979 Å.

## Литература

1. Бойко М.Е., Шарков М.Д., Бойко А.М., Конников С.Г., Бобыль А.В., Будкина Н.С. Исследование атомной, кристаллической, доменной структуры материалов на основе анализа дифракционных и абсорбционных рентгеновских данных (обзор). // ЖТФ. 2015. Т. 85. №11. С. 1.
2. Дубровский В.Г., Цырлин Г.Э., Устинов В.М. Полупроводниковые нитевидные нанокристаллы: синтез, свойства, применения (обзор). // ФТТ. 2009. Т. 43. №12. С. 1585.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Шахов Р.В.<sup>1</sup>, 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, Уфа

<sup>2</sup>Институт машиноведения им А.А. Благоврадова РАН, Москва  
r.sabbaot@yandex.ru

Перспективная технология раскатки позволяет изготавливать осесимметричные детали с минимальными припусками на механическую обработку [1]. Применение математического моделирования в отношении разработки технологических процессов обработки давлением важно, особенно для изготовления деталей из дорогостоящих сплавов, так как экспериментальная разработка требует больших финансовых затрат. Кроме того, моделирование позволяет существенно снизить трудозатраты на отработку технологии изготовления деталей из жаропрочных сплавов методом раскатки.

В данной работе рассмотрено математическое моделирование формообразования осесимметричных деталей типа Вал и Конус раскаткой в вариантах, отличающихся скоростями деформирования, размерами и формами исходных заготовок, температурными условиями раскатки. Выявлены типичные дефекты в виде утонения заготовки или наплыва металла перед роликом.

Установлено, что процесс формообразования детали типа Конус необходимо вести с охлаждением центральной части заготовки [2].

На основе моделирования процесса раскатки в условиях изотермической, в том числе сверхпластической деформации деталей типа Вал и Конус определены необходимые усилия деформирования на раскатном ролике [3], напряжения при раскатке, степени и скорости деформации, площади пятна контакта инструмента с заготовкой. Определены исходная форма и размеры заготовки для раскатки и окончательные форма и размеры получаемых деталей.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014 - 2020 годы» (соглашение № 14.604.21.0091 от 08 июля 2014 г., уникальный идентификатор проекта RFMEFI60414X0091).*

## Литература

1. Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сухоруков Р.Ю., Утяшев Ф.З. Технологические особенности процесса и оборудование для сверхпластической раскатки осесимметричных деталей ротора современных авиадвигателей из жаропрочных сплавов. // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2014. № 4. С. 89.
2. Мухтаров Ш.Х., Нагимов М.И., Закирова А.А., Классман П.А., Утяшев Ф.З. Разработка процесса ротационной вытяжки конических деталей из листового материала. // Перспективные материалы. 2013. Специальный выпуск №15. С. 92.
3. Сухоруков Р.Ю., Сидоров А.А., Утяшев Ф.З., Ибрагимов А.Р. Определение силовых параметров процесса изотермической раскатки ответственных деталей газотурбинных двигателей. // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2015. № 1. С. 116.



## СРАВНЕНИЕ ДИНАМИКИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ АМг4 И АМг6

Яковцева О.А., Михайловская А.В., Котов А.Д., Портной В.К.

НИТУ «МИСиС», г. Москва  
yakovtseva@mail.ru

Феномен сверхпластичности известен уже давно, однако до сих пор единого представления о механизмах сверхпластической деформации (СПД) и их вкладе в общее удлинение не существует. Принято считать, что доминирующим механизмом деформации является зернограницное скольжение (ЗГС) в сочетании с аккомодационными механизмами: дислокационным скольжением и диффузионной ползучестью. Однако, практически нет данных о том, как вклад разных механизмов зависит от структурных параметров сплавов. Поэтому основной целью работы являлся анализ зависимости вклада действующих механизмов сверхпластической деформации в общее удлинение для алюминиевых сплавов с разным содержанием магния.

Объектами исследования являлись сплавы: АМг4 (Al–4,9%Mg–0,7%Mn–0,25%Cr) и АМг6 (Al–6,8%Mg–0,6%Mn–0,25%Cr). Сплавы получали литьем в медную водоохлаждаемую изложницу, затем проводили гомогенизационный отжиг при температуре 480 °С в течение 6 ч. Листы толщиной 1 мм получали методом горячей и холодной прокатки с общим обжатием 75%.

Была определена оптимальная скорость сверхпластической деформации для сплава АМг4 является  $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , а для сплава АМг6 –  $5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Были проведены испытания при одинаковой гомологической температуре для обоих сплавов 550 и 520 °С, соответственно. Средний размер исходного рекристаллизованного зерна в сплаве АМг4 равен  $(8,0 \pm 0,6)$  мкм, а в сплаве АМг6 равен  $(6,5 \pm 0,3)$  мкм. Показано, что после 0.4 деформации зерно растет и достигает 11-12 мкм в обоих сплавах. При этом во время отжига без деформации размер зерна практически не меняется, а во время деформации при достаточно больших удлинениях начинается деление зерен с образованием поперечных границ, а также идет динамическая рекристаллизация в обоих сплавах, что подтверждается анализом дислокационной структуры образцов, полученных в просвечивающем электронном микроскопе. В исходных образцах в теле зерен дислокаций практически не обнаружено, однако после 0.4 деформации появляется дислокационная активность, но дислокации расположены хаотично или скапливаются вокруг частиц. После 0.7 деформации количество дислокаций увеличивается, идет интенсивное выстраивание в дислокационные стенки, что говорит о протекании процесса полигонизации и возможности появления субзерен. После 1.1 СПД значительно увеличивается плотность дислокаций. Также, с увеличением степени деформации в обоих сплавах развивается пористость.

Образцы с нанесенными на поверхность маркерами в виде царапин подвергали последовательной деформации на 0.4, затем увеличивали степень деформации до 0.64. После СПД поверхность образцов исследовали в сканирующем электронном микроскопе и оценивали вклад ЗГС в общую деформацию по смещениям поперечных царапин. В процессе СПД на поверхности образцов образуются ориентированные вдоль оси деформации складчатые зоны. Смещения царапин и развороты зерен заметны уже на первых ступенях деформации. При увеличении степени деформации количество смещений увеличивается, царапины смещаются на большую величину. Вклад ЗГС после истинной степени деформации 0.4 составил 8% в сплаве АМг4 и 15% в сплаве АМг6, а также 3 и 9% после 0.64 деформации соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке МИНОБРНАУКИ РФ в рамках Государственного задания ВУЗам на 2014-2016 гг.

# ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Al-3%Cu В ПРОЦЕССЕ ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Ситдииков О.Ш.

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

Изучены механизмы формирования мелкозернистой структуры в модельном литом сплаве Al-3%Cu в процессе равноканального углового прессования (РКУП), проводимого при 300°C (~0,67T<sub>пл</sub>) по маршруту А до степени деформации  $\epsilon = 12$ . Исследования показали, что после первого прохода РКУП, наряду с ячеистой / субзеренной структурой, формирующейся преимущественно вдоль направления сдвига и характеризующейся малоугловой ( $\theta < 5^\circ$ ) разориентировкой границ, значительный вклад в изменение структуры вносили деформационные полосы и / или полосы микросдвига. Последние представляли собой «планарные» полосовые структуры со средне- ( $5 \leq \theta < 15^\circ$ ) или высокоугловой ( $\theta \geq 15^\circ$ ) разориентировкой, расположенные под углом ~20 или 45° по отношению к оси прессования. Их формирование было обусловлено жесткими локальными ротациями кристаллической решетки, осуществляемыми в направлении более стабильной ориентировки в процессе деформации [1].

При последующих проходах РКУП границы исходных зерен и полосовых структур постепенно вытягивались вдоль оси прессования, образуя неоднородную по объему образца волокнистую структуру, которая при каждом последующем проходе фрагментировалась вновь вносимыми при РКУП полосами микросдвига. Это приводило к образованию трехмерной сетки межкристаллитных границ. Взаимодействие полос микросдвига с волокнистой структурой обеспечивало локальный разворот кристаллической решетки в местах их взаимного пересечения и формирование кристаллитов, окруженных продольными высокоугловыми границами и поперечными границами, имеющими среднеугловую разориентировку. Количество и разориентировка деформационно-индуцированных границ увеличивались в процессе РКУП, обеспечивая образование на месте волокнистой структуры цепочек новых зерен, размером ~5 мкм. После степени деформации  $\epsilon = 12$  удельная доля таких мелких зерен составила ~40%.

Представленные данные свидетельствуют, что формирование деформационных полос / полос микросдвига играло основную роль в эволюции микроструктуры с высокоугловой разориентировкой границ в процессе РКУП. Сравнение с результатами предыдущих исследований [1,2] показало, что образование новой мелкозернистой структуры в модельном сплаве Al-3%Cu при 300°C осуществлялось с меньшей скоростью и охватывало значительно меньший объем материала, чем в промышленных Al сплавах 7XXX и 2XXX серий, содержащих нанодисперсные частицы алюминидов переходных металлов. Это было связано со стабилизирующим влиянием дисперсных частиц на формирование микроструктуры. Механизмы формирования новых зерен, а также роль динамического возврата и статических процессов структурообразования в измельчении зерен при высокотемпературном РКУП, обсуждаются в работе в деталях.

## Литература

1. *Sitdikov O., Sakai T., Miura H., Hama C.* Temperature effect on fine-grained structure formation in high-strength Al alloy 7475 during hot severe deformation // *Materials Science and Engineering A*. 2009. V. 516. P. 180.
2. *Mazurina I., Sakai T., Miura H., Sitdikov O., Kaibyshev R.* Effect of deformation temperature on microstructure evolution in aluminum alloy 2219 during hot ECAP // *Materials Science and Engineering A*. 2008. V. 486. P. 662.

# MICROHARDNESS AND EBSD MICROSTRUCTURE OF ECAP NICKEL UNDER ULTRASONIC TREATMENT

Medvedeva A.E.<sup>1,2</sup>, Samigullina A.A.<sup>1</sup>, Sergeev S.N.<sup>1</sup>,  
Nazarov A.A.<sup>1</sup>, Zhilyaev A.P.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Institute for Metals Superplasticity Problems, Ufa, Russia

<sup>2</sup>Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia  
medvedeva\_alisa\_1996@mail.ru

Ultrasonic treatment (UST) of metallic materials has a wide range of applications at the present time due to the influence that it exerts on their structure and properties. Interaction of ultrasound waves with grain boundaries, dislocations, their groups in polycrystalline materials and with other defects of crystal lattice can lead to their rearrangement [1-3] that determines microstructure, affects mechanical properties of materials and results in a number of interesting effects.

At the same time, a great attention in the last few decades is given to nanostructured materials processed by severe plastic deformation (SPD). They demonstrate a high strength, fatigue properties, wear resistance, superplasticity at lower temperatures and larger strain rates [4-5], but they also have significant distortions of crystal lattice because of non-equilibrium state of grain boundaries [6]. Internal grain volumes usually have a defected structure with lattice dislocations, low-angle subgrain boundaries, etc. High internal stresses usually present in such materials result in a low ductility, impact toughness and thermal stability of the microstructure.

The report presents new results of experimental studies of microstructure of ECAP nickel subjected to ultrasonic treatment. A typical example of EBSD microstructure is shown in Fig. 1.

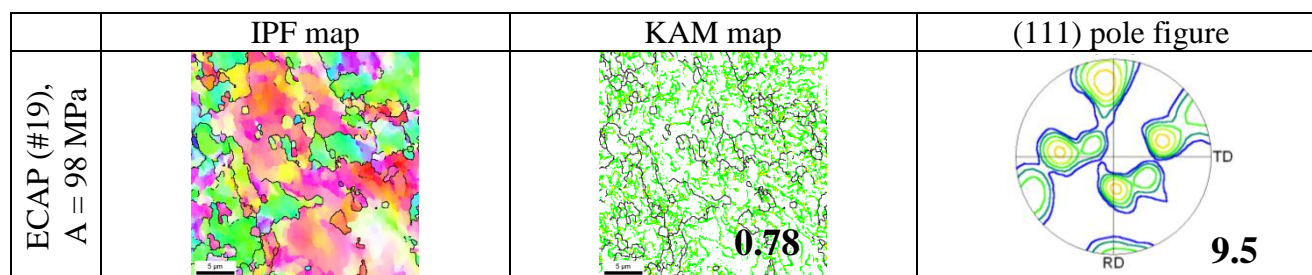


Fig. 1. IPF and KAM maps, (111) pole figures for ECAP nickel subjected to ultrasonic treatment

Study of the structure of ECAP and US-treated nickel shows that the relaxation effect non-linearly depends on the amplitude of ultrasound. A decrease of dislocation density, low-angle grain boundary fraction and changes in texture are most significant in the state after ECAP and UST with the amplitude of 79 MPa. With an increase of amplitude to 98 MPa the effect is not so strong. This dependence can be explained by rearrangement of dislocations under the acting of oscillating force.

This work was supported by the Russian Science Foundation under the grant No. 16-19-10129.

## References

1. *Bushueva G.V., Zinenkova G.M., Tyapunina N.A., Degtyarev V.T., Losev A.Yu., Plotnikov F.A.* Crystallography Reports. 2008. V. 53. P. 474.
2. *Tyapunina N.A., Bushueva G.V., Silis M.I., Podsoblyayev D.S., Likhushin Yu.B. and Bogunenko V.Yu.* Phys.Solid State. 2003. V. 45. P. 880.
3. *Blagoveshchenskii V.V. and Panin I.G.* Phys Metals Metallogr 2007. V. 103(4). P. 424.
4. *Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G.* Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. Hoboken, New Jersey: Wiley; 2014. pp. 450.
5. *Nazarov A.A. and Mulyukov R.R.,* In: Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology, edited by W. Goddard, D. Brenner, S. Lyshevski, and G. Iafate (Boca Raton: CRC Press, 2002), p.22-1.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИПД НА МИКРОСТРУКТУРУ И ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ МЕДИ И МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Cr-Zr

Шаймуратова Э.Р.<sup>1</sup>, Цибизова Т.К.<sup>1</sup>, Sergeev S.N.<sup>2</sup>, Zhilyaev A.P.<sup>2</sup>

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

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

elvina1408@yandex.ru, itsibizov@mail.ru

Сплавы Cu-Cr-Zr широко используются во народном хоряйстве благодаря отличной комбинации прочности и высокой электро- и теплопроводимости [1]. Эти сплавы являются новым поколением современных материалов для скоростного железнодорожного транспорта, контактной сварки, электронных коммутаторов и в качестве материала для теплоотводящих стенок Международного экспериментального термоядерного реактора (ИТЭР) [1]. Технические требования для нового материала контактных проводов устанавливают предел прочности на разрыв (UTS) выше, чем 530 МПа и электропроводность более 78% IACS для данных сплавов. Однако, прочность и электро- / теплопроводность - взаимно противоположные характеристики в сплаве. Недавние работы показали [2, 3], что интенсивная пластическая деформация (ИПД) [4] значительно улучшает характеристики CuCrZr сплава, приводя к требуемой комбинации прочности и пластичности.

Однако, в данных работах мало уделялось внимания изучению свойств сплава в исходном состоянии и сравнении его с технически чистой медью. В данной работе представлены результаты EBSD и рентгеноструктурного анализа сплава Cu-0.3Cr-0.5Zr в исходном состоянии и технически чистой меди (М1). Исследования показали, что средний размер зерен в сплаве и чистой меди составляет более 25 мкм (рис.1). Микроструктура характеризуется высокой долей большеугловых границ зерен (БУГ) с углом разориентировки больше 15°. PCA анализ выявил, что параметр решетки в обоих материалах близок к табличным данным. Микротвердость меди М1 составила  $141.1 \pm 25.7$  HV, а сплава Cu-Cr-Zr –  $190.1 \pm 22.1$  HV, что хорошо коррелирует с литературными данными.

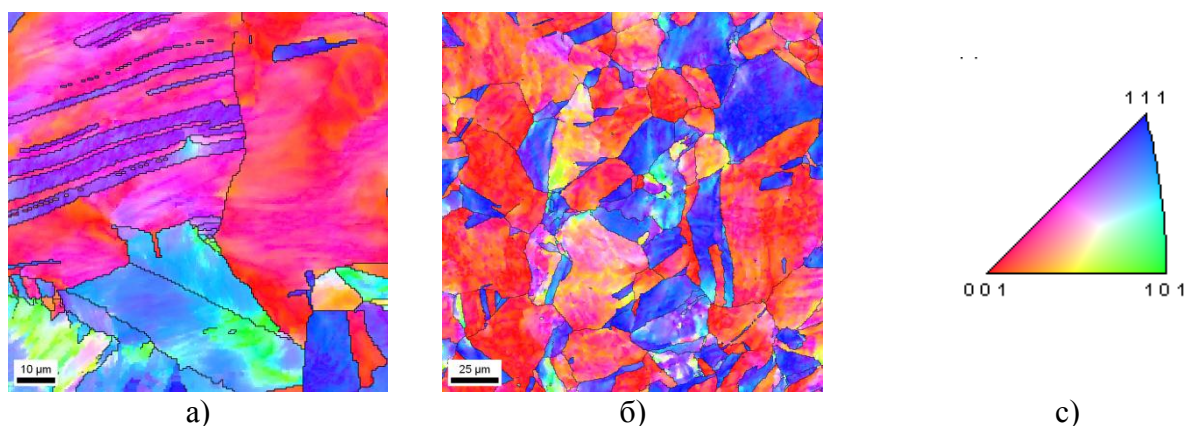


Рис. 1. Микроструктура (ОПФ карты) (а) технической чистой меди, (б) сплава Cu-0.3Cr-0.5Zr. Вставка (с) показывает стандартный стереографический треугольник и соответствие цвета

## Литература

1. ITER Joint Central Team J. Nucl. Mater. 1994. V. 212-215. P. 3-10.
2. Zhilyaev A.P., Shakhova I., Belyakov A., Kaibyshev R., Langdon T.G. Wear. 2013. V. 305. P. 89-99.
3. Zhilyaev AP, Shakhova I, Morozova A, Belyakov A, Kaibyshev R. Mater. Sci. Eng. A 2016. V.654. P. 131-142.
4. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. Hoboken, New Jersey: Wiley; 2014. pp. 450.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГИИ, ЗАПАСЕННОЙ В МЕДИ ПРИ ОБРАБОТКЕ КОМБИНАЦИЕЙ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гимазов А.А.<sup>1</sup>, Жилияев А.П.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> ООО «БашНИПИнефть», Уфа, Россия

<sup>2</sup> Fundació СТМ Centre Tecnològic, Barcelona, Spain

<sup>3</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия  
Gimazov@gmail.com

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) позволяет формировать в материале ультрамелкозернистую (УМЗ) и нано структуру. В данной работе используются следующие способы ИПД: равноканальное угловое прессование (РКУП), кручение под высоким давлением (КВД), высокоскоростная резка (ВСР). Для достижения заметного сдвига точки насыщения в область больших степеней деформации с соответствующим более длинным периодом эффективного воздействия на структуру материала в работе также использовались последовательности методов обработки (комбинации).

За изменения механических, электрических и магнитных свойств УМЗ и нано кристаллических материалов отвечают большеугловые границы зерен (БУГ), также они являются наиболее температурно стабильными дефектами структуры, в то время как вакансии и дислокации, которые также запасают часть энергии пластической деформации, играют роль строительного материала для БУГ и релаксируют при более низких температурах. Данные дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), демонстрируют, что при различных методах ИПД концентрация дефектов кристаллической решетки (вакансий, дислокаций и границ зерен) отличаются; для комбинации методов подобных исследований не проводилось. ДСК позволяет понять, как запасена энергия деформации в СМК и нано-кристаллическом материале. Понимание необходимо как с точки зрения определения потенциала примененного метода ИПД, так и с точки зрения использования полученных материалов в практических целях.

В работе проведено калориметрическое исследование технически чистой меди, подвергнутой обработке комбинацией методов ИПД: КВД, РКУП+КВД, ВСР+КВД и РКУП+ВСР+КВД. На полученных кривых ДСК можно различать до 3 пиков. Определив положение пиков и энергию активации для каждого из них, определены релаксационные процессы, соответствующие данным пикам: первый пик – перераспределение дислокаций без образования новых границ зерен, второй пик – перераспределение дислокаций с частичной аннигиляцией и образованием малоугловых границ зерен, третий пик – рекристаллизация. Сравнительный анализ показал, что кривые ДСК для образцов после КВД и РКУП+КВД, характеризуются отсутствием второго пика, либо данный пик крайне мал для его уверенной аттестации. Для образцов, в обработке которых задействован метод ВСР, второй пик, соответствующий перераспределению дислокаций с аннигиляцией и образованием МУГ, выявляется уверенно и характеризуется высокими значениями энтальпии. Анализ показал, что отличия в ДСК кривых для различных комбинаций методов ИПД связаны с существенным различием в скоростях обработки, что приводит к повышенной, по сравнению с КВД, концентрации двойников, которые затрудняют поперечное скольжение дислокаций, что способствует их накоплению в материале и препятствует перераспределению при температурах до 200°C. При формировании микроструктуры наличие большого количества дислокаций позволяет получить материал с меньшим средним размером зерна, что приводит к повышению микротвердости материала, обработанного с использованием высокоскоростной обработки по сравнению с медленно деформированными образцами.

# ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ-АЛЮМИНИЙ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Медведев Е.Б.<sup>1</sup>, Голубев О.В.<sup>1</sup>, Мурадинова Л.Ф.<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

medvedev.ufa@mail.ru

Биметаллические медно-алюминиевые изделия широко применяются в электротехнических устройствах в качестве переходников, предохранителей, ножей рубильников и т. п. Для получения указанных изделий наибольшее применение получила сварка взрывом. Однако основным ее недостатком является узкий диапазон режимов сварки, выход за пределы которого приводит к возникновению сварного шва низкого качества.

Одним из перспективных методов получения биметалла медь-алюминий может быть метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) [1]. Большие сдвиговые деформации и давления, реализуемые в данном методе, являются одними из основных условий получения неразъемного соединения при сварке давлением [2]. Поэтому использование указанного метода представляют собой научно-практический интерес для разработки технологии получения биметаллов.

Цель работы заключается в определении режимов ИПДК, обеспечивающих получение неразъемного соединения двух металлов – меди и алюминия.

ИПДК проводили на следующих режимах: температура – 20 °С, приложенное давление – 6 ГПа, число оборотов – 2, 3, 4 и 5 (истинная деформация соответственно составляла: 4,43; 4,83; 5,12 и 5,34).

Свариваемые образцы представляли собой цилиндры диаметром 20 мм и высотой 1,5 мм, изготовленные из меди М1 и алюминия АД1. Образцы устанавливали друг на друга (алюминиевый образец – сверху) и подвергали ИПДК с различным числом оборотов. Состояние границы раздела полученных биметаллических образцов в зависимости от числа оборотов показано на рисунках 1, а, б, в, г (РЭМ).

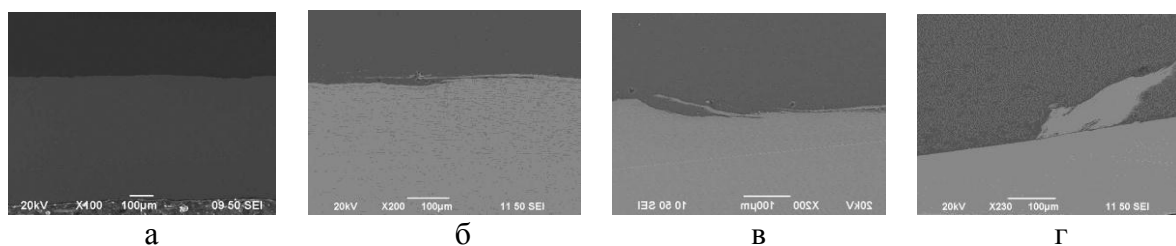


Рис. 1 Состояние границы раздела биметалла медь-алюминий после ИПДК при двух оборотах (а), трех оборотах (б), четырех оборотах (в) и пяти оборотах (г)

Исследования показали, что схватывание металлов наблюдается при числе оборотов больше двух, однако с увеличением числа оборотов ухудшается качество границы раздела металлов, заключающееся в искривлении линии этой границы, а также в отрыве и переносе части локальных объемов металлов через границу.

## Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: Логос, 2000. – 398 с.
2. Каракозов Э.С. Соединение металлов в твердой фазе / Э.С. Каракозов. – М.: Металлургия, 1976. – 264 с.

# ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ТОНКИХ ПЛЕНОК НИКЕЛЯ НА ГРАФЕНЕ. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ

Галашев А.Е., Рахманова О.Р.

*Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург  
rakhmanova@ihite.uran.ru*

В молекулярно-динамическом эксперименте исследовано влияние высоких температур на энергетические, механические, кинетические и структурные свойства пленок никеля на одном и двух листах графена. Атомы Ni первоначально размещались на листе графена в виде растянутой (111) плоскости ГЦК решетки (параллельной плоскости графена) и находились строго напротив центров гексагональных ячеек, образованных атомами углерода.

Атомы Ni на поверхности графенового листа с течением времени собираются в плотную плоскую каплю, которая с ростом температуры приобретает объем (рис. 1). Капля не испытывает сильной тенденции к испарению атомов металла. При взаимодействии с металлической пленкой однослойный графен подвергается значительно большему разрушению, чем несущий (пленку металла) лист двухслойного графена. Верхний лист двухслойного графена, удерживающий пленку Ni, в значительной мере сохраняет гексагональную ячеичную структуру, чему способствует стабилизирующее влияние нижнего графенового листа с почти совершенной структурой.

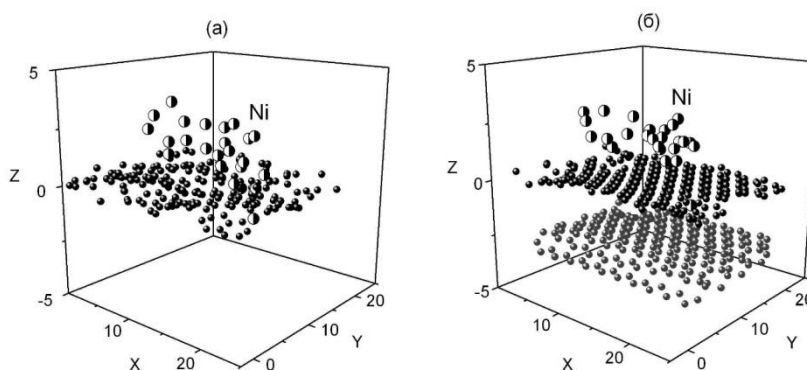


Рис. 1. Структуры: (а) – однослойного и (б) – двухслойного графена с пленкой никеля, соответствующие моменту времени 200 пс при температуре 3300 К. Координаты атомов представлены в ангстремах.

Напряжения в пленках Ni для системы с двухсторонним покрытием листа графена существенно выше, чем для односторонней пленки. Эти напряжения уменьшаются с ростом температуры, достигая небольшой величины уже при температуре 1800 К. Именно в этой точке начинается существенный рост относительного удлинения пленок в направлениях графенового листа «зигзаг» и «кресло» с большим эффектом при наличии пленок металла с обеих сторон листа. Коэффициент самодиффузии, характеризующий перемещения атомов Ni в горизонтальных и вертикальном направлениях, испытывает подъем также после температуры 1800 К. Интенсивность полос в колебательном спектре значительно усиливается при наличии второй пленки Ni на обратной стороне графенового листа.

Существенным отличием в поведении атомов Ni на двухслойном графене при высоких температурах от их динамики на однослойном графене является более высокая вертикальная подвижность, которая с ростом температуры увеличивается волнообразно. Спектр индивидуальных колебаний атомов Ni на двухслойном графене имеет значительно большую интенсивность в области низких частот. В обоих случаях нахождения пленки Ni на графене наибольшими значениями характеризуются компоненты тензора напряжений  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$  и  $\sigma_{zz}$ .

# УКАЗАТЕЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТЬ НЕУПРУГО-УПРУГОГО ТЕЛА СПЛАВОВ И АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА “КЕРН-ДП” ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ

Онанко Ю.А., Продайвода Г.Т., Выжва С.А., Онанко А.П., Кулиш Н.П.,  
Дмитренко О.П., Колендо А.Ю., Куцевол Н.В.

Киевский национальный университет, Киев, Украина  
onanko@univ.kiev.ua

Изучалось влияние ультразвуковой деформации на механические характеристики сплавов. Разработана автоматизированная система “КЕРН-ДП” для анализа параметров анизотропии. Автоматизированная система обработки данных ультразвуковых (УЗ) измерений анизотропии скорости построена по оконному принципу.

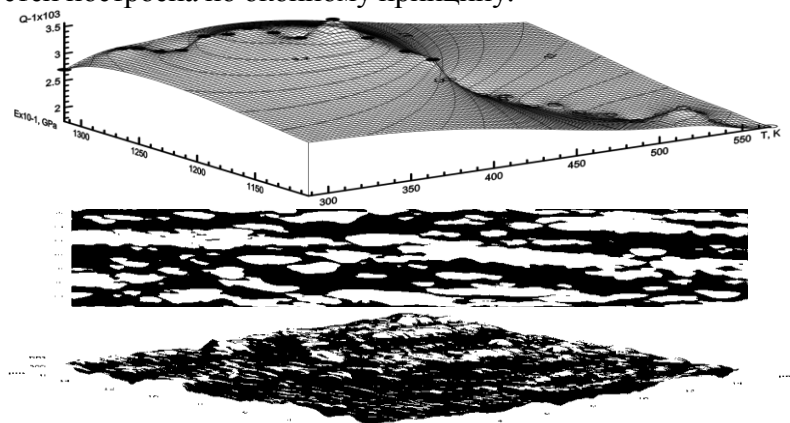


Рис. 1. Температурная зависимость внутреннего трения  $Q^{-1}(T)$  и модуля упругости  $E(T)$  (указательная поверхность неупруго-упругого тела) и 2D, 3D микроструктуры атомно силовой микроскопии титанового сплава ВТ3 после механической и термической обработки.

Внутреннее трение (ВТ)  $Q^{-1} = \frac{\ln\left(\frac{A_1}{A_2}\right)}{\pi}$  на рис. 1, корреляционная зависимость дефекта внутреннего трения  $\frac{\Delta Q^{-1}}{Q^{-1}} = \frac{Q^{-1}_{нас} - Q^{-1}_{ск}}{Q^{-1}_{ск}}$  от коэффициента открытой пористости

$K_{ПО}$  на рис. 2 и коэффициент затухания УЗ  $\alpha$  определялись из осциллограмм импульсов соответствующей поляризации  $V_{P[001]}$  в “сухом” скелете  $SiO_2$  до и после насыщения  $V_{P[001]}^H$  из  $\ln$  отношений амплитуд  $A_1, A_2, (A_0 - \text{без образца})$ .

Для измерения диаграммы напряжение – деформация  $\sigma - \varepsilon$  использовалась модернизированная установка “АЛА-ТОО” (ИМАШ-20-75) [1]. Для радиационно сшитого гидрогеля ХХ-6 были определены модуль упругости  $E \approx 4,7$  КПа, предел прочности  $\sigma_S \approx 4,2$  МПа.

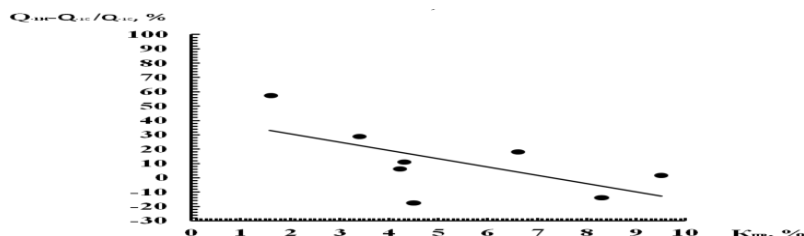


Рис. 2. Корреляционная зависимость  $SiO_2$  дефекта внутреннего трения  $\Delta Q^{-1}/Q^{-1}$  от коэффициента открытой пористости  $K_{ПО}$ : 1 – перед, 2 – после насыщения.

## Литература

1. Онанко Ю.А., Продайвода Г.Т., Выжва С.А., Онанко А.П., Кулиш Н.П. Автоматизированная система обработки измерений продольных и поперечных скоростей ультразвука // Металлофизика и новейшие технологии. 2011. Т. 33(13). С. 529-533.



## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

|                     |                  |                  |                                       |
|---------------------|------------------|------------------|---------------------------------------|
| Абдугаффарова К.К.  | 117              | Бродова И.Г.     | 31                                    |
| Автокротова Е.В.    | 21, 46, 60, 97   |                  |                                       |
| Акбутин Г.Д.        | 22, 66           | Валеев И.Ш.      | 32, 34                                |
| Аккузин С.А.        | 85               | Валеева А.Х.     | 32, 34                                |
| Алетдинов А.Ф.      | 42, 43           | Валиахметов О.Р. | 42, 43                                |
| Алимов А.И.         | 24               | Валиев Р.З.      | 89                                    |
| Антонова Н.М.       | 25, 30           | Валитов В.А.     | 14, 26, 44, 45, 65, 156               |
| Астанин В.В.        | 50, 112          | Васильев А.А.    | 36                                    |
| Атабаев И.Г.        | 114              | Васильев Е.В.    | 37                                    |
| Ахунова А.Х.        | 26, 44, 129, 130 | Викарчук А.А.    | 113, 117, 137                         |
|                     |                  | Виноградов А.Ю.  | 37, 83                                |
| Бабичев А.П.        | 25, 30           | Волков А.В.      | 38                                    |
| Бабичева Р.И.       | 27               | Волкова Н.П.     | 38                                    |
| Баимова Ю.А.        | 27, 28, 123      | Выжва С.А.       | 168                                   |
| Байрамшин Р.А.      | 55               |                  |                                       |
| Балапанов М.Х.      | 29, 62           | Гайсин Р.А.      | 39, 40, 157                           |
| Банников М.В.       | 104              | Гайсина Э.Р.     | 39, 40                                |
| Баранов Г.В.        | 110              | Галашев А.Е.     | 167                                   |
| Батурин А.А.        | 6                | Галеев Р.М.      | 41, 42, 43, 76, 127, 128,<br>131, 132 |
| Бахметьев А.М.      | 106              | Галиева Э.В.     | 26, 44, 54, 65, 156                   |
| Белов В.Ю.          | 110              | Ганеев А.А.      | 45                                    |
| Березовский В.С.    | 30               | Ганиева В.Р.     | 81                                    |
| Берестов А.В.       | 41, 131          | Гареева З.В.     | 91                                    |
| Биккулова Н.Н.      | 23               | Гарипова Р.Н.    | 46, 97                                |
| Благовещенский Ю.В. | 109              | Герасименко С.Н. | 79                                    |
| Блащенко Н.М.       | 48               | Гильманова Э.Ф.  | 155                                   |
| Бобров А.А.         | 107, 108         | Гимазов А.А.     | 165                                   |
| Боббль А.В.         | 159              | Гладковский С.В. | 127, 132                              |
| Бойко А.М.          | 159              | Глезер А.М.      | 140                                   |
| Бойко М.Е.          | 159              | Глухов И.А.      | 158                                   |
| Бокий Д.И.          | 78               | Голибов Ш.М.     | 47                                    |
| Болдин М.С.         | 109, 110         | Голубев О.В.     | 166                                   |
| Болтынюк Е.В.       | 50               |                  |                                       |

|                   |                        |                    |                       |
|-------------------|------------------------|--------------------|-----------------------|
| Голубев О.Л.      | 48                     | Зельдович В.И.     | 150                   |
| Гольдштейн Р.В.   | 84                     | Золоторевский Н.Ю. | 145                   |
| Гончарова Е.Н.    | 121                    | Зонова К.С.        | 58                    |
| Гордеев И.С.      | 138                    | Зубко В.И.         | 59                    |
| Городцов В.А.     | 123                    | Зубко Д.В.         | 59                    |
| Горшенков М.В.    | 120                    | Зуев Д.М.          | 74                    |
| Гриняев К. В.     | 49, 118, 135, 136, 151 |                    |                       |
| Гришков В.Н.      | 6                      | Ибрагимова И.И.    | 146                   |
| Громов В.Е.       | 121, 125               | Ибрагимова М.Р.    | 155                   |
| Грызунова Н. Н.   | 113                    | Иванов Ю.Ф.        | 121                   |
| Гундеров Д.В.     | 50, 89, 155            | Ильясов Р.Р.       | 60                    |
|                   |                        | Имаев В.М.         | 39, 40, 103, 157      |
| Даниленко В.Н.    | 51, 56, 166            | Имаев М.Ф.         | 61, 64, 115, 146, 147 |
| Двойников Д.А.    | 127, 132               | Имаев Р.М.         | 39, 40, 103, 157      |
| Дитенберг И. А.   | 49, 52, 118, 135, 136  | Исаева Н.В.        | 109                   |
| Дмитренко О.П.    | 168                    | Исламгалиев Р.К.   | 149                   |
| Дмитриев С.В.     | 26, 27, 36, 44, 53, 78 | Ишембетов И.Р.     | 62                    |
| Добаткина Т.В.    | 122                    | Ишембетов Р.Х.     | 62                    |
| Дорогов М. В.     | 117, 154               |                    |                       |
| Дякина В.П.       | 150                    | Кабиров Р.Р.       | 63                    |
|                   |                        | Кабирова Д.Б.      | 64                    |
| Евдокимов П.В.    | 74                     | Кайгородова В.М.   | 116                   |
| Еникеев Ф.У.      | 81, 87                 | Кайрыев Н.Ж.       | 68                    |
| Ерошенко А.Ю.     | 158                    | Камалетдинова Р.Р. | 65                    |
|                   |                        | Каримов Р. Р.      | 22, 66                |
| Жапова Д.Ю.       | 6                      | Касмамытов Н.К.    | 61, 67, 68, 82        |
| Жигалова М.Ю.     | 54                     | Кашаев Р.М.        | 69, 90                |
| Жиляев А.П.       | 8, 96, 165             | Каширин М.А.       | 142                   |
| Журавлев Н.А.     | 124                    | Киселева С.К.      | 112                   |
|                   |                        | Кищик А.А.         | 70                    |
| Заболоцкая Е.В.   | 124                    | Кищик М.С.         | 71                    |
| Загафуранова А.Т. | 55                     | Классман Е.Ю.      | 72, 73                |
| Загидуллин А.Р.   | 56                     | Классман П.А.      | 72, 73                |
| Замула Ю.С.       | 50                     | Климашина Е.С.     | 74                    |
| Захаров П.В.      | 57                     | Козлов А.Н.        | 41, 131               |

|                         |                                   |                   |                                |
|-------------------------|-----------------------------------|-------------------|--------------------------------|
| Козлова Н.А.            | 106, 107                          | Лиханов Д.Д.      | 87                             |
| Колендо А.Ю.            | 168                               | Лобачев В.В.      | 70                             |
| Колотова Л.Н.           | 138                               | Лобзенко И.П.     | 88                             |
| Конников С.Г.           | 159                               | Логинов М.В.      | 48                             |
| Коновалов А.В.          | 10                                | Лопатин Ю.Г.      | 106, 108                       |
| Конькова Т.Н.           | 77                                | Лотков А.И.       | 6                              |
| Копылов В.И.            | 6, 106                            | Лукьянов А.В.     | 50, 89, 155                    |
| Корзников А. В.         | 52, 76, 77, 118, 127,<br>132, 135 | Лукьянова Е.А.    | 122                            |
| Корзникова Г.Ф.         | 13, 77                            | Лутфуллин Р.Я.    | 44, 54, 65, 73, 79, 90,<br>98  |
| Корзникова Е.А.         | 78, 143, 148                      | Лутфуллин Т.Р.    | 90                             |
| Корчагин М. А.          | 52                                | Лысак В.И.        | 145                            |
| Котов А.Д.              | 60, 161                           |                   |                                |
| Кощавцев Н.Ф.           | 24                                | Мажитова Ф.А.     | 91                             |
| Кравченко Д.А.          | 86                                | Майрамбекова А.М. | 158                            |
| Красненко Т.И.          | 124                               | Макаров В.П.      | 67                             |
| Кропотов В.А.           | 28                                | Малашенко В.В.    | 92                             |
| Круглов А.А.            | 17, 79                            | Мальшева С.П.     | 41, 42, 128, 131               |
| Крымский С.В.           | 60                                | Мамин Б.Ф.        | 105                            |
| Кубенова М.М.           | 29                                | Маркушев М.В.     | 12, 21, 46, 60, 83, 97,<br>111 |
| Кузьмин С.В.            | 145                               |                   |                                |
| Кулиш Н.П.              | 168                               | Медведев Е.Б.     | 166                            |
| Кульков В.Г.            | 80                                | Мелехин Н.Н.      | 110                            |
| Куранова Н.Н.           | 89                                | Мерсон Д.Л.       | 37                             |
| Курбанаев Р.Р.          | 81                                | Миронов С.Ю.      | 77                             |
| Кутербеков К.А.         | 29                                | Михайловская А.В. | 60, 70, 71, 161                |
| Куцевол Н.В.            | 168                               | Мулюков Р.Р.      | 32, 51, 95, 102, 146,<br>147   |
|                         |                                   |                   |                                |
| Ланцев Е.А.             | 108                               | Мурадимова Л.Ф.   | 166                            |
| Ласанху К.А.            | 61, 82                            | Муратбеков Б.М    | 144                            |
| Ледер М.О.              | 38, 41, 131                       | Мурзаев Р.Т.      | 93                             |
| Леонтьева-Смирнова М.В. | 86                                | Мурзакаев А.М.    | 20, 47, 55, 58, 119            |
| Линдеров М.Л.           | 37, 83                            | Мурзинова М.А.    | 42, 94                         |
| Лисовенко Д.С.          | 84, 123                           | Мусабилов И.И.    | 95, 102                        |
| Литовченко И.Ю.         | 85, 86                            | Мухамегалина А.А. | 96                             |

|                                  |                                 |                   |               |
|----------------------------------|---------------------------------|-------------------|---------------|
| Мухаметдинова О.Э.               | 21, 46, 60, 97                  | Пинжин Ю. П.      | 49, 136       |
| Мухаметрахимов М.Х.              | 44, 65, 79, 98, 99,<br>131, 146 | Пискунов А.В.     | 106, 107, 108 |
| Мухтаров Ш.Х.                    | 100, 101, 133, 160              | Полетаев Г.М.     | 116           |
| Мышляев М.М.                     | 77                              | Полехина Н.А.     | 85, 86        |
| Нагимов М.И.                     | 69, 95, 101, 133                | Полудин А.В.      | 38            |
| Назаров А.А.                     | 8, 93, 96                       | Попов А.А.        | 109, 110      |
| Назаров К.С.                     | 102                             | Попов В.А.        | 56, 166       |
| Назарова Т.И.                    | 103                             | Портной В.К.      | 70, 71, 161   |
| Наймарк О.Б.                     | 104                             | Потапенко М. М.   | 49            |
| Неверов В.А.                     | 105                             | Приезжева А.Н.    | 117           |
| Невский С.А.                     | 125                             | Продайвода Г.Т.   | 168           |
| Нечайкина Т.А.                   | 120                             | Прокофьев Е.А.    | 50, 155       |
| Николаева О.А.                   | 38                              | Путляев В.И.      | 74            |
| Никулин С.А.                     | 120                             | Пушин А.В.        | 89            |
| Новоселова Д.В.                  | 116                             | Пушин В.Г.        | 27, 89        |
| Нохрин А.В.                      | 106, 107, 108, 109, 110         | Радишевский В. Л. | 49, 118, 135  |
| Нугманов Д.Р.                    | 83, 111                         | Разживина В.П.    | 119           |
| Нургалеева К.А.                  | 112                             | Рахманова О.Р.    | 167           |
| Нурисламов А.Х.                  | 63                              | Рзаева Ю.Р.       | 96            |
| Оборин В.А.                      | 104                             | Рогачев С.О.      | 120           |
| Овечкина Т. А.                   | 113                             | Рожнов А.Б.       | 120           |
| Онанко Ю.А.                      | 168                             | Романов А. Е.     | 117, 137, 154 |
| Онанко А.П.                      | 168                             | Романов Д.А.      | 121           |
| Онуфриева Т.А.                   | 124                             | Ротермель М.В.    | 124           |
| Павлова В.В.                     | 64                              | Рохлин Л.Л.       | 122           |
| Пайзуллаханов Мухаммад-Султанхан | 114                             | Рубаник В.В.      | 96            |
| Паров С.В.                       | 67                              | Русаков К.А.      | 38            |
| Пархимович Н.Ю.                  | 61, 96, 115                     | Рыбин В. В.       | 3, 5, 145     |
| Перевезенцев В.Н.                | 5                               | Рысаева Л.Х.      | 123           |
| Петрова А.Н.                     | 31                              | Самигуллина А.А.  | 96            |
| Петрова С.А.                     | 124                             | Самигуллина Р.Ф.  | 124           |
|                                  |                                 | Сандлер Н.Г.      | 106           |
|                                  |                                 | Сарафанов Г.Ф.    | 5             |

|                   |                                      |                   |  |
|-------------------|--------------------------------------|-------------------|--|
| Сарычев В.Д.      | 125                                  | Трифонов В.Г.     | 143, 148                                   |
| Сатаев Л.О.       | 68                                   | Трофимов Е.А.     | 90   |
| Сатучин Б.Р.      | 126                                  | Трушин В.Н.       | 109, 110                                   |
| Сафаров И.М.      | 76, 95, 127, 132                     | Тряев П.В.        | 106  |
| Сафин Э.В.        | 128                                  | Тулупова О.П.     | 87   |
| Сафиуллин А.Р.    | 129, 130                             | Тусупжанов А.Е.   | 144  |
| Сафиуллин Р.В.    | 15, 41, 129, 130, 131                | Тюменцев А. Н.    | 49, 52, 85, 86, 118, 135,<br>136, 141, 151 |
| Сахаров Н.В.      | 107, 109, 110                        | Тюрьков М.Н.      | 117, 137                                   |
| Свирид А.Э.       | 89                                   | Убывовк Е.В.      | 50   |
| Свирина Ю.В.      | 5                                    | Уваркин П.В.      | 158  |
| Сергеев С.Н.      | 76, 96, 127, 132, 148                | Утяшев Ф.З.       | 11, 24, 45, 101, 133,<br>160               |
| Сидоров А.А.      | 24, 133                              | Ухлинова Е.Л.     | 138  |
| Ситдииков В.Д.    | 90, 149                              | Ушанова Э.А.      | 145  |
| Ситдииков О.Ш.    | 21, 46, 60, 83, 97, 111,<br>134, 162 | Фазлыяхметов Р.Ф. | 34   |
| Ситников А.В.     | 142                                  | Фомин С.Ю.        | 78   |
| Сицко Г.Н.        | 59                                   | Фролова Н.Ю.      | 150  |
| Смирнов И. В.     | 49, 118, 135, 136, 151               | Хазгалиев Р.Г.    | 129, 131, 146, 147                         |
| Смирнов С.В.      | 4                                    | Халикова Г.Р.     | 143, 148                                   |
| Смирнова Д.Е.     | 138                                  | Хасанова Д.А.     | 50   |
| Смирнова Е.С.     | 107, 108, 109                        | Хаткевич В.М.     | 120  |
| Смоланов Н.А.     | 16                                   | Хафизова Э.Д.     | 149  |
| Соснин И. М.      | 137, 154                             | Хейфец А.Э.       | 150  |
| Стариков С.В.     | 138                                  | Хисамов Р.Х.      | 32, 102                                    |
| Старостенков М.Д. | 57, 116, 139, 152, 153               | Хомская И.В.      | 150  |
| Столяров В.В.     | 18                                   | Хуснуллин А.М.    | 69   |
| Сундеев Р.В.      | 140                                  | Царенко Ю.В.      | 96   |
| Суханов И.И.      | 141                                  | Цверова А. С.     | 49, 135, 151                               |
| Сухоруков Р.Ю.    | 24, 101, 133, 160                    | Цибизова Т.К.     | 164  |
| Сысоев А.Н.       | 106, 107, 108                        |                   |  |
| Сыщиков А.А.      | 80                                   |                   |  |
| Табачкова Н.Ю.    | 106                                  |                   |  |
| Толмачев А.И.     | 158                                  |                   |  |
| Трегубов И.М.     | 142                                  |                   |  |

|                  |                               |                   |          |
|------------------|-------------------------------|-------------------|----------|
| Чакин В.П.       | 19                            |                   |          |
| Чаплыгин П.А.    | 152, 153                      | Akterer S.M.      | 7        |
| Чаплыгина А.А.   | 152, 153                      | Alemdag Y.        | 7        |
| Чегуров М.К.     | 106                           | Blackwell P. L.   | 75       |
| Чернов В. М.     | 49, 86, 118, 135, 136,<br>151 | Klinser G.        | 35       |
| Чиркунова Н. В.  | 154                           | Konkova T. N.     | 33, 75   |
| Чувильдеев В.Н.  | 106, 107, 108, 109, 110       | Korzniikov A.     | 33       |
| Чуракова А.А.    | 50, 155                       | Korzniikova G.    | 33       |
|                  |                               | Kurlov A.S.       | 35       |
|                  |                               | Aish M. M.        | 9        |
| Шадрина Я.С.     | 108                           | Starostenkov M.D. | 9        |
| Шаймарданов М.И. | 156                           | Medvedeva A.E.    | 163      |
| Шаймарданов Р.А. | 39, 103, 157                  | Mironov S.        | 33       |
| Шаймуратова Э.Р. | 164                           | Myshlyayev M.M.   | 33       |
| Шалимова А.В.    | 140                           | Nazarov A.A.      | 163      |
| Шарипов И.З.     | 95                            | Purcek G.         | 7        |
| Шарипов Т. И.    | 22, 66                        | Rahimi S.         | 75       |
| Шаркеев Ю.П.     | 158                           | Rempel A.A.       | 35       |
| Шарков М.Д.      | 159                           | Samigullina A.A.  | 163      |
| Шахов Р.В.       | 160                           | Sekban D.M.       | 7        |
| Шаяхметов Р.У.   | 102                           | Semiatin S.L.     | 33       |
| Швец К.С.        | 143, 148                      | Sergeev S.N.      | 163, 164 |
| Шорохов Е.В.     | 150                           | Sprengel W.       | 35       |
| Шоркин В.С.      | 30                            | Valeev I.         | 33       |
| Шотин С.В.       | 109                           | Valeeva A.A.      | 35       |
|                  |                               | Zhilyayev A.P.    | 163, 164 |
| Юмагузин Ю.М.    | 102                           |                   |          |
| Яковцева О.А.    | 161                           |                   |          |
| Якшибаев Р.А.    | 23, 29, 62                    |                   |          |
| Яшин О.В.        | 139                           |                   |          |

## СОДЕРЖАНИЕ

|  | Стр. |
|--|------|
| Рыбин В. В.<br>ЭТАПЫ СТАНОВЛЕНИЯ ФИЗИКИ РАЗВИТОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ<br>КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЁРДЫХ ТЕЛ  | 3    |
| Смирнов С.В.<br>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ В ПРОЦЕССАХ ОБРАБОТКИ<br>МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ  | 4    |
| Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В., Сарафанов Г.Ф., Свирина Ю.В.<br>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗОРИЕНТИРОВАННЫХ СТРУКТУР<br>ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ  | 5    |
| Лотков А.И., Гришков В.Н., Батурин А.А., Копылов В.И., Жапова Д.Ю.<br>ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ<br>СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ БОЛЬШОЙ<br>ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ | 6    |
| Sekban-D.M., Akterer-S.M., Y. Alemdag, Purcek-G<br>FRICTION STIR PROCESSING OF LOW CARBON STEELS USED IN SHIPBUILDING  | 7    |
| Назаров А.А., Жиляев А.П.<br>ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ<br>УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ   | 8    |
| Starostenkov M.D., Aish M. M.<br>THE RESEARCH OF CRYSTALS DEFECT ON STRUCTURE OF THE COBALT METALLIC<br>NANOWIRS USING CLERI-ROSATO POTENTIAL UNDER UNIAXIAL TENSILE STRAIN  | 9    |
| Коновалов А.В.<br>ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ СООТНОШЕНИЯ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ:<br>МОДЕЛЬ, ЭКСПЕРИМЕНТ, ИДЕНТИФИКАЦИЯ  | 10   |
| Утяшев Ф.З.<br>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИОННОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРЕН В<br>МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ  | 11   |
| Маркушев М.В.<br>ОПТИМИЗАЦИЯ ГЕТЕРОГЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КАК ОСНОВНОЙ ПРИНЦИП<br>ДЕФОРМАЦИОННОГО НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ   | 12   |
| Корзникова Г.Ф.<br>МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА Fe-30%Cr-8%Co ПРИ<br>ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ   | 13   |

|   |    |
|---|----|
| Валитов В.А.<br>СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ И ЕЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД   | 14 |
| Сафиуллин Р.В.<br>ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОЛЫХ ЯЧЕЙСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ЛИСТОВЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ АВИАКОСМИЧЕСКОГО ПРИМЕНЕНИЯ   | 15 |
| Смоланов Н.А.<br>ЧАСТИЦЫ ИЗ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА   | 16 |
| Круглов А.А.<br>СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ФОРМОВКА ПОЛЫХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ   | 17 |
| Столяров В.В.<br>ОСОБЕННОСТИ ДИАГРАММ РАСТЯЖЕНИЯ С ТОКОМ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ   | 18 |
| Чакин В.П.<br>ТЕРМИЧЕСКАЯ ДЕСОРБЦИЯ ВОДОРОДА ИЗ БЕРИЛЛИЯ С РАЗЛИЧНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА   | 19 |
| Мурзакаев А.М.<br>ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ СЕРЕБРА   | 20 |
| Автокротова Е.В., Мухаметдинова О.Э, Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.<br>МИКРОСТРУКТУРА И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С  | 21 |
| Акбутин Г. Д., Каримов Р. Р., Шарипов Т. И.<br>АРТЕФАКТЫ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ МОЛЕКУЛ ДНК МЕТОДАМИ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ  | 22 |
| Якшибаев Р.А., Акманова Г.Р., Биккулова Н.Н.<br>ЗОННАЯ СТРУКТУРА ДВУМЕРНЫХ СУПЕРИОННЫХ ПРОВОДНИКОВ $CuCrS_2$ и $AgCrS_2$  | 23 |
| Алимов А.И., Сидоров А.А., Сухоруков Р.Ю., Кошавцев Н.Ф., Утяшев Ф.З.<br>МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ФОРМИРОВАНИЕ УМЗ СТРУКТУРЫ В ЗАГОТОВКАХ ДЛЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ РАСКАТКИ ПОЛЫХ ВАЛОВ ИЗ СПЛАВА ЭК79 | 24 |
| Антонова Н.М., Бабичев А.П.<br>ФОРМИРОВАНИЕ АНТИФРИКЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ЗАПОЛНЕНИИ ПОРИСТЫХ AL-СОДЕРЖАЩИХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДИСУЛЬФИДОМ МОЛИБДЕНА  | 25 |



|   |    |
|---|----|
| Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Валитов В.А., Галиева Э.В.<br>МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ РАЗНОРОДНЫХ ЛИТЫХ И ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ                             | 26 |
| Бабичева Р.И., Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Пушин В.Г.<br>ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИИ НА ПРОТЕКАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ  | 27 |
| Баимова Ю.А.<br>ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СКОМКАННОГО ГРАФЕНА  | 28 |
| Балапанов М.Х., Ишембетов Р.Х., Кутербеков К.А., Кубенова М.М., Якшибаев Р.А.<br>ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ  | 29 |
| Бабичев А.П., Шоркин В.С., Антонова Н.М., Березовский В.С.<br>ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО ТВЕРДОСМАЗОЧНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ВИБРОВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКЕ (НА ПРИМЕРЕ ДИСУЛЬФИДА МОЛИБДЕНА)            | 30 |
| Петрова А.Н., Бродова И.Г.<br>РАЗРУШЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА А 5083 ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ   | 31 |
| Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Мулюков Р.Р., Хисамов Р.Х.<br>СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БАББИТА Б83 ПОДВЕРГНУТОГО КРУЧЕНИЮ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ  | 32 |
| Konkova T., Valeev I., Mironov S., Korznikov A., Korznikova G., Myshlyayev M.M., and Semiatin S.L.<br>MICROSTRUCTURE RESPONSE OF CRYOGENICALLY-ROLLED CU-30ZN BRASS TO ELECTRIC-CURRENT PULSING | 33 |
| Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Фазлыяхметов Р.Ф.<br>ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ $\beta$ -ФАЗЫ БАББИТА Sn11Sb5.5Cu НА ИНТЕНСИВНОСТЬ ИЗНОСА  | 34 |
| Valeeva A.A., Kurlov A.S., Klinser G., Sprengel W., Rempel A.A.<br>SIZE EFFECT ON THE POSITRON LIFETIME OF NANOCRYSTALS OF NONSTOICHIOMETRIC TITANIUM MONOXIDE AND VANADIUM CARBIDE             | 35 |
| Васильев А.А., Дмитриев С.В.<br>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛНОЙ И РЕДУЦИРОВАННОЙ НЕЛИНЕЙНЫХ РЕШЕТОК КОССЕРА  | 36 |
| Васильев Е.В., Виноградов А.Ю., Линдеров М.Л., Мерсон Д.Л.<br>МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КИНЕТИКА ДЕФОРМАЦИИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ Mg-Zn-Zr   | 37 |

|   |    |
|---|----|
| Ледер М.О., Кропотов В.А., Полудин А.В., Волков А.В., Николаева О.А., Волкова Н.П., Русаков К.А.<br>ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРУТКА ИЗ СПЛАВА 6Al4V В УМЗ СОСТОЯНИИ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛА  | 38 |
| Гайсин Р.А., Имаев В.М., Шаймарданов Р.А., Гайсина Э.Р., Имаев Р.М.<br>ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖАРОПРОЧНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ  | 39 |
| Гайсин Р.А., Имаев В.М., Гайсина Э.Р., Имаев Р.М.<br>ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ДИСПРОЗИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Ti-TiB ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА   | 40 |
| Галеев Р.М., Сафиуллин Р.В., Малышева С.П., Козлов А.Н., Берестов А.В., Ледер М.О.<br>ПЕРСПЕКТИВНЫЙ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ VST2k ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ СПФ/СД   | 41 |
| Галеев Р.М., Мурзинова М.А., Валиахметов О.Р., Алетдинов А.Ф., Малышева С.П.<br>УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЙ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ VT6 С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ   | 42 |
| Алетдинов А.Ф., Галеев Р.М., Валиахметов О.Р.<br>СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 С МОЛИБДЕНОМ  | 43 |
| Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я., Валитов В.А., Мухаметрахимов М.Х., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В.<br>ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ РАЗНОРОДНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ  | 44 |
| Ганеев А.А., Валитов В.А., Утяшев Ф.З.<br>ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В КВАЗИИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ГРАНУЛЬНОГО СПЛАВА ЭП741НП  | 45 |
| Ситдиков О.Ш., Автократова Е.В., Мухаметдинова О.Э., Гарипова Р.Н., Маркушев М.В.<br>О РОЛИ НАНОДИСПЕРСНЫХ АЛЮМИНИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ В ФОРМИРОВАНИИ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ Al-Mg-Sc-Zr СПЛАВА ПРИ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ ПРИ 325 <sup>o</sup> C | 46 |
| Голибов Ш.М., Мурзакаев А.М.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОКИСЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ МЕДИ ПРИ ХРАНЕНИИ МЕТОДОМ ПЭМ ВР   | 47 |
| Голубев О.Л., Блащенко Н.М., Логинов М.В.<br>ТОЧЕЧНЫЕ ПОЛЕВЫЕ ИСТОЧНИКИ ИОНОВ И ЭЛЕКТРОНОВ НА ОСНОВЕ ЭМИТТЕРОВ ИЗ СПЛАВОВ И СОЕДИНЕНИЙ  | 48 |

|  |    |
|--|----|
| Гриняев К. В., Тюменцев А. Н., Дитенберг И. А., Пинжин Ю. П., Смирнов И. В., Цверова А. С., Радишевский В. Л., Чернов В. М., Потапенко М. М.<br>ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ ВАНАДИЯ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК | 49 |
| Гундеров Д.В., Болтынюк Е.В., Убывовк Е.В., Лукьянов А.В., Прокофьев Е.А., Чуракова А.А., Хасанова Д.А., Астанин В.В., Замула Ю.С.<br>ВЛИЯНИЕ ИПД НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr И TiNiCu  | 50 |
| Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р.<br>ПОЛУЧЕНИЕ ЕСТЕСТВЕННЫХ КОМПОЗИТОВ МЕХАНИЧЕСКИМ ЛЕГИРОВАНИЕМ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В СИСТЕМЕ Cu-Al  | 51 |
| Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Корзников А. В., Корчагин М. А.<br>ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, ХАРАКТЕРИЗУЕМЫХ ПРЕДЕЛЬНО МИНИМАЛЬНЫМИ РАЗМЕРАМИ КРИСТАЛЛИТОВ И ТВЕРДОСТЬЮ, БЛИЗКОЙ К ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ  | 52 |
| Дмитриев С.В.<br>ДЛЯ ЧЕГО ПРИРОДА СОЗДАЛА ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ?  | 53 |
| Жигалова М.Ю., Галиева Э.В., Валитов В.А., Лутфуллин Р.Я.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ И СВОЙСТВ ПРИ СВАРКЕ ДАВЛЕНИЕМ МОНОКРИСТАЛЬНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni <sub>3</sub> Al С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫМ СПЛАВОМ ЭП975  | 54 |
| Байрамшин Р.А., Загафуранова А.Т., Мурзакаев А.М.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ, ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ, ДОПИРОВАННОГО ГАФНИЕМ   | 55 |
| Загидуллин А.Р., Попов В.А., Даниленко В.Н.<br>ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ В СИСТЕМЕ Cu-Al  | 56 |
| Захаров П.В., Старостенков М.Д., Дмитриев С.В.<br>ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ С МЯГКИМ ТИПОМ НЕЛИНЕЙНОСТИ В КРИСТАЛЛАХ СОСТАВА АВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 <sub>0</sub>  | 57 |
| Зонова К.С., Мурзакаев А.М.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ МОРФОЛОГИИ, ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ИТТРИЯ, ДОПИРОВАННОГО ЕВРОПИЕМ  | 58 |
| Зубко Д.В., Зубко В.И., Сицко Г.Н.<br>ДИЭЛЬКОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ И ДИАГНОСТИКИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТОВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ  | 59 |

|  |    |
|--|----|
| Ильясов Р.Р., Мухаметдинова О.Э., Крымский С.В., Автокротова Е.В., Ситдииков О.Ш., Михайловская А.В., Котов А.Д., Маркушев М.В.<br>СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО И ТЕРМООБРАБОТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16           | 60 |
| Пархимович Н.Ю., Имаев М.Ф., Ласанху К.А., Касмамытов Н.К.<br>СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ НИТРИДА И ОКСИНИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОГО РЕАКЦИОННЫМ СПЕКАНИЕМ ШЛАМОВЫХ ОТХОДОВ КРЕМНИЯ | 61 |
| Ишембетов Р.Х., Балапанов М.Х., Ишембетов И.Р., Якшибаев Р.А.<br>ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ЭЛЕКТРОННОЙ ПРОВОДИМОСТИ И ТЕРМО-ЭДС НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СПЛАВА $\text{Na}_{0.1}\text{Cu}_{1.9}\text{S}$                       | 62 |
| Нурисламов А.Х., Кабиров Р.Р.<br>ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КИНЕТИКУ ИЗМЕНЕНИЯ ТВЕРДОСТИ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛУМАГНИТОТВЕРДОЙ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЭП 836 ВД                          | 63 |
| Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б., Павлова В.В.<br>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА ОДНОРОДНОСТЬ ТЕКСТУРЫ В ВТСП КЕРАМИКЕ Y123  | 64 |
| Камалетдинова Р.Р., Галиева Э.В., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х. Валитов В.А.<br>СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭК61 С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ НА ОСНОВЕ TiAl  | 65 |
| Каримов Р. Р., Акбутин Г. Д., Шарипов Т. И.<br>ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ ПРОГРЕВА РАБОЧЕГО РАСТВОРА НА КАЧЕСТВО ИММОБИЛИЗАЦИИ МОЛЕКУЛ ДНК  | 66 |
| Макаров В.П., Касмамытов Н.К., Паров С.В.<br>ПОЛУЧЕНИЕ НАНО- И МИКРОРАЗМЕРНЫХ ПЛЕНОК АМОРФНОГО И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ  | 67 |
| Касмамытов Н.К., Сатаев Л.О., Кайрыев Н.Ж.<br>ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ ОТФОРМОВАННЫХ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ КРЕМНИЯ В АТМОСФЕРЕ АЗОТА  | 68 |
| Кашаев Р.М, Нагимов М.И., Хуснуллин А.М.<br>ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ  | 69 |
| Кищик А.А., Лобачев В.В., Михайловская А.В., Портной В.К.<br>ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК Ce И Fe НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg   | 70 |

|  |    |
|--|----|
| Кищик М.С., Портной В.К., Михайловская А.В.<br>ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg В ПРОЦЕССЕ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ОСАДКИ  | 71 |
| Классман Е.Ю., Классман П.А.<br>ПРИЧИНЫ НЕСТАБИЛЬНОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ( $\alpha+\beta$ )- СПЛАВА ВТ22 В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ (УМЗ) СОСТОЯНИИ                               | 72 |
| Классман Е.Ю., Классман П.А., Лутфуллин Р.Я.<br>ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА – ЭФФЕКТИВНЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ                            | 73 |
| Климашина Е.С., Зуев Д.М., Евдокимов П.В, Путляев В.И.<br>БИОДЕГРАДИРУЕМЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ БИОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕРА/ФОСФАТА КАЛЬЦИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ 3D ПЕЧАТИ         | 74 |
| Konkova T. N., Rahimi S., Blackwell P. L.<br>MICROSTRUCTURE AND RESIDUAL STRESS IN TI-6AL-4V PARTS MADE BY DIFFERENT ADDITIVE MANUFACTURING TECHNIQUES                           | 75 |
| Корзников А.В. Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н.<br>АНАЛИЗ ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ                            | 76 |
| Корзникова Г.Ф., Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзников А.В., Мышляев М.М.<br>ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В ХОДЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ ЛАТУНИ Л70                                      | 77 |
| Корзникова Е.А., Фомин С.Ю., Бокий Д.И., Дмитриев С.В.<br>СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И РОЛЬ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В МЕТАЛЛАХ  | 78 |
| Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Герасименко С.Н.<br>МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ПРОМЫШЛЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ20 | 79 |
| Кульков В.Г., Сыщиков А.А.<br>ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ ПО ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН, СОДЕРЖАЩИМ ПОРЫ В ТРОЙНЫХ СТЫКАХ  | 80 |
| Курбанаев Р.Р., Еникеев Ф.У., Ганиева В.Р.<br>АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА МЕТОДИКИ РАСЧЕТА РЕЖИМА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ЭЛЛИПТИЧЕСКОЙ МЕМБРАНЫ                               | 81 |
| Ласанху К.А., Касмамытов Н.К.<br>ВЛИЯНИЕ ГРАФИТОВОГО НАПОЛНИТЕЛЯ НА ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ   | 82 |

|  |    |
|--|----|
| Линдеров М.Л., Нугманов Д.Р., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В., Виноградов А.Ю.<br>УСТАЛОСТЬ МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg-Zn-Zr ПОСЛЕ ВСЕСТОРОННЕЙ<br>ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ  | 83 |
| Лисовенко Д.С., Городцов В.А., Гольдштейн Р.В.<br>ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА УПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛА GaN И<br>НАНО/МИКРОТРУБОК ИЗ НИХ  | 84 |
| Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н.<br>ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ФОРМИРОВАНИЕ<br>СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ<br>СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ                          | 85 |
| Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Кравченко Д.А., Чернов В.М.,<br>Леонтьева-Смирнова М.В.<br>ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ<br>ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ 20 °С ДО 720 °С | 86 |
| Лиханов Д.Д., Тулупова О.П., Еникеев Ф.У.<br>АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА РАСЧЕТА РЕОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ<br>ПРОЦЕССА ФОРМОВКИ КРУГЛОЙ МЕМБРАНЫ С УЧЕТОМ ВХОДНОГО РАДИУСА<br>МАТРИЦЫ ПРИ ПОСТОЯННОМ ДАВЛЕНИИ  | 87 |
| Лобзенко И.П.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ СИММЕТРИЧНО ОБУСЛОВЛЕННЫХ НОРМАЛЬНЫХ МОД ГРАФЕНА В<br>ЛИНЕЙНОМ И НЕЛИНЕЙНОМ РЕЖИМАХ  | 88 |
| Лукьянов А.В., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Пушин В.Г., Свирид А.Э., Гундеров Д.В., Валиев Р.З.<br>ТРАНСФОРМАЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Cu-Al-Ni, ПОДВЕРГНУТОГО БОЛЬШИМ<br>ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ   | 89 |
| Лутфуллин Р.Я., Трофимов Е.А., Кашаев Р.М., Ситдииков В.Д., Лутфуллин Т.Р.<br>НОРМАЛЬНЫЙ МОДУЛЬ УПРУГОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6С И ЕГО<br>ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ К ИЗМЕНЕНИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ  | 90 |
| Мажитова Ф.А., Гареева З.В.<br>ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПОЛЯРИЗАЦИЯ В ДВУХСЛОЙНОЙ ПЛЕНКЕ С ПАРАМЕТРАМИ<br>ФЕРРИТОВ-ГРАНАТОВ   | 91 |
| Малашенко В.В.<br>ОСОБЕННОСТИ ДИНАМИКИ КРАЕВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ<br>КРИСТАЛЛОВ   | 92 |
| Мурзаев Р.Т., Назаров А.А.<br>МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕСТРОЕК ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ<br>УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА  | 93 |

|   |     |
|---|-----|
| Мурзинова М.А.<br>ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА АНИЗОТРОПИЮ УДЕЛЬНОЙ ЭНЕРГИИ МЕЖФАЗНЫХ $\beta/\alpha$ ГРАНИЦ В ТИТАНЕ   | 94  |
| Мусабилов И.И., Сафаров И.М., Нагимов М.И., Шарипов И.З., Мулюков Р.Р.<br>ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА В РЕЗУЛЬТАТЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ОСАДКОЙ   | 95  |
| Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Сергеев С.Н., Жилиев А.П., Назаров А.А., Рзаева Ю.Р., Пархимович Н.Ю., Рубаник В.В., Царенко Ю.В.<br>ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ | 96  |
| Мухаметдинова О.Э., Гарипова Р.Н., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.<br>ЭФФЕКТ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ СЛИТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С   | 97  |
| Мухаметрахимов М.Х., Лутфуллин Р.Я.<br>ВЛИЯНИЕ ОКСИДНОЙ ПЛЕНКИ НА ТВЕРДОФАЗНУЮ СВАРИВАЕМОСТЬ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ  | 98  |
| Мухаметрахимов М.Х.<br>ПОЛУЧЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В РАЗЛИЧНЫХ СОЧЕТАНИЯХ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ   | 99  |
| Мухтаров Ш.Х.<br>ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА СВЕРХПЛАСТИЧНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЬ-ЖЕЛЕЗНЫХ СПЛАВОВ  | 100 |
| Нагимов М.И., Утяшев Ф.З., Мухтаров Ш.Х., Сухоруков Р.Ю.<br>РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ДЕТАЛИ ТИПА «КОНУС» В ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ  | 101 |
| Назаров К.С., Хисамов Р.Х., Мусабилов И.И., Юмагузин Ю.М. <sup>2</sup> , Шаяхметов Р.У., Мулюков Р.Р.<br>РАСПЫЛЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО МЕТАЛЛА МЕТОДОМ ФОКУСИРОВАННОГО ИОННОГО ПУЧКА  | 102 |
| Назарова Т.И., Имаев В.М., Шаймарданов Р.А., Имаев Р.М.<br>ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Fe, Co, Ni НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ $\gamma(\text{TiAl})$ ФАЗЫ   | 103 |
| Наймарк О.Б., Банников М.В., Оборин В.А.<br>МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОЕ НАГРУЖЕНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ   | 104 |

|  |     |
|--|-----|
| Мамин Б.Ф., Неверов В.А.<br>НЕОДНОРОДНОСТИ НАНОРАЗМЕРНЫХ МАСШТАБОВ В КРИСТАЛЛАХ КАРБИДА КРЕМНИЯ  | 105 |
| Нохрин А.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Козлова Н.А., Табачкова Н.Ю., Чегуров М.К., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В., Сысоев А.Н.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ПРОМЫШЛЕННОГО ПСЕВДО-АЛЬФА ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-4Al-2V | 106 |
| Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Козлова Н.А., Сахаров Н.В., Бобров А.А., Смирнова Е.С., Сысоев А.Н.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al-Mg И Al-Zn  | 107 |
| Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Ланцев Е.А., Шадрин Я.С., Бобров А.А., Смирнова Е.С., Лопатин Ю.Г., Сысоев А.Н.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК СЕРЕБРА И ОЛОВА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ ВЫСОКОЧИСТОЙ МЕДИ  | 108 |
| Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Благовещенский Ю.В., Болдин М.С., Сахаров Н.В., Исаева Н.В., Попов А.А., Трушин В.Н., Шотин С.В., Смирнова Е.С.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ W-Cr, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА И ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ      | 109 |
| Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Сахаров Н.В., Баранов Г.В., Белов В.Ю., Трушин В.Н., Попов А.А., Мелехин Н.Н.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СПЕКАНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ  | 110 |
| Нугманов Д.Р., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.<br>СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ СТАТИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МАГНИЕВОГО СПЛАВА Mg14 ПОСЛЕ КОВКИ И ПРОКАТКИ ПРИ 300°C  | 111 |
| Нургалева К.А., Астанин В.В., Киселева С.К.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ В ТИТАНЕ VT1-00 С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ   | 112 |
| Овечкина Т. А., Грызунова Н. Н., Викарчук А. А.<br>ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ СФЕРИЧЕСКИХ ПОЛЫХ МИКРОЧАСТИЦ НА ОСНОВЕ МЕДИ   | 113 |
| Пайзуллаханов Мухаммад-Султанхан, Атабаев И.Г.<br>МЕЛКОДИСПЕРСНЫЙ ТИТАНАТ БАРИЯ, СИНТЕЗИРОВАННЫЙ НА СОЛНЕЧНОЙ ПЕЧИ   | 114 |



|  |     |
|--|-----|
| Пархимович Н.Ю., Имаев М.Ф.<br>КОРРЕЛЯЦИЯ ТЕКСТУРЫ И МИКРОСТРУКТУРЫ В ВТСП КЕРАМИКЕ $\text{Bi}(\text{Pb})_{2223}$ ,<br>ДЕФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ   | 115 |
| Полетаев Г.М., Новоселова Д.В., Кайгородова В.М., Старостенков М.Д.<br>ЭФФЕКТИВНЫЙ РАДИУС ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В Ni   | 116 |
| Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Тюрков М.Н., Викарчук А.А., Романов А.Е.<br>ОБРАЗОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ ПОЛОСТЕЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ<br>МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА НА ВОЗДУХЕ  | 117 |
| Смирнов И. В., Радишевский В. Л. , Дитенберг И. А., Гриняев К. В., Тюменцев А. Н.,<br>Корзников А. В., Чернов В.М.<br>ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО<br>СПЛАВА V–Cr–Zr–W В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ | 118 |
| Разживина В.П., Мурзакаев А.М.<br>ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА НАНОПОРОШКОВ ОКСИДА ОЛОВА,<br>ПОЛУЧЕННЫХ ФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДАМИ  | 119 |
| Никулин С.А., Рожнов А.Б., Нечайкина Т.А., Горшенков М.В., Хаткевич В.М., Рогачев С.О.<br>ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ,<br>СФОРМИРОВАННОЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ   | 120 |
| Романов Д.А., Гончарова Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф.<br>СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЭРРОЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ<br>TiC-Mo, СФОРМИРОВАННОГО НА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ<br>КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ                              | 121 |
| Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Лукьянова Е.А.<br>ВЛИЯНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРУ ВБЛИЗИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН<br>МАГНИЕВОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ  | 122 |
| Рысаева Л.Х., Баимова Ю.А., Лисовенко Д.С., Городцов В.А.<br>УГЛЕРОДНЫЕ АЛМАЗОПОДОБНЫЕ ФАЗЫ: ВЛИЯНИЕ ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО<br>НАГРУЖЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  | 123 |
| Красненко Т.И., Самигуллина Р.Ф., Ротермель М.В., Петрова С.А., Заболоцкая Е.В.,<br>Журавлев Н.А., Онуфриева Т.А.<br>ГЕНЕРАЦИЯ НЕАВТОНОМНОЙ ФАЗЫ В СИСТЕМЕ ИЗ ПИРОВАНАДАТОВ M(Pb)  | 124 |
| Сарычев В.Д., Невский С.А. Громов В.Е.<br>МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ<br>ДЕФОРМАЦИИ  | 125 |

|  |     |
|--|-----|
| Сатучин Б.Р.<br>АТОМНО-СИЛОВАЯ МИКРОСКОПИЯ МОЛЕКУЛ АСФАЛЬТЕНОВ   | 126 |
| Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Двойников Д.А.<br>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ РЕЖИМОВ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 12ГБА                          | 127 |
| Сафин Э.В., Малышева С.П., Галеев Р.М.<br>МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С БИМОДАЛЬНОЙ СУБМИКРО- МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРОЙ   | 128 |
| Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Сафиуллин Р.В., Хазгалиев Р.Г.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ ДЛЯ ЦЕЛЕЙ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ЕЕ КАЧЕСТВА  | 129 |
| Сафиуллин А.Р., Ахунова А.Х., Сафиуллин Р.В.<br>МОДЕЛИРОВАНИЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ, ГИБКИ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ  | 130 |
| Сафиуллин Р.В., Галеев Р.М., Мухаметрахимов М.Х., Хазгалиев Р.Г., Малышева С.П., Козлов А.Н., Берестов А.В., Ледер М.О.<br>ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОГО ЛИСТОВОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VST2  | 131 |
| Сергеев С.Н., Корзников А.В., Галеев Р.М., Сафаров И.М. Гладковский С.В., Двойников Д.А.<br>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ   | 132 |
| Сухоруков Р.Ю., Сидоров А.А., Алимов А.И., Нагимов М.И., Мухтаров Ш.Х., Утяшев Ф.З.<br>МАТЕМАТИЧЕСКОЕ И ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСКАТКИ В СОСТОЯНИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ВАЛА АВИАЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ СПЛАВА ЭК79                                      | 133 |
| Ситдииков О.Ш.<br>СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ СПЛАВА Al-3%Cu  | 134 |
| Смирнов И. В., Дитенберг И. А., Гриняев К. В., Тюменцев А. Н., Радишевский В. Л., Цверова А.С., Корзников А. В., Чернов В.М.<br>ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ВО ВНУТРЕННЕОКИСЛЕННОМ ВАНАДИЕВОМ СПЛАВЕ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ | 135 |
| Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Пинжин Ю.П., Тюменцев А.Н., Чернов В.М.<br>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПРОЦЕССЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ V-Cr-Zr-W                                 | 136 |

|   |     |
|---|-----|
| Соснин И.М., Викарчук А.А., Тюрков М.Н., Романов А.Е.<br>СЕРЕБРЯНЫЕ НАНОЦЕПОЧКИ, ПОЛУЧЕННЫЕ В ПРОЦЕССЕ ХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ   | 137 |
| Стариков С.В., Смирнова Д.Е., Гордеев И.С., Ухлинова Е.Л., Колотова Л.Н.<br>АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В ЦИРКОНИИ   | 138 |
| Старостенков М.Д., Яшин О.В.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НАНОВОЛОКОН ГЦК МЕТАЛЛОВ, СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД, ПОДВЕРГНУТЫХ ДИНАМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ   | 139 |
| Сундеев Р.В., Глезер А.М., Шалимова А.В.<br>МЕХАНИЗМЫ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА  | 140 |
| Суханов И.И., Тюменцев А.Н.<br>МУЛЬТИПОЛЬНЫЕ КОНФИГУРАЦИИ В ОБЛАСТИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ   | 141 |
| Трегубов И.М., Каширин М.А., Ситников А.В.<br>БИОАКТИВНЫЕ УПРОЧНЯЮЩИЕ ПОКРЫТИЯ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НАНОГРАНУЛИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ  | 142 |
| Халикова Г.Р., Швец К.С., Корзникова Е.А., Трифонов В.Г.<br>ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК21                                      | 143 |
| Тусупжанов А.Е., Муратбеков Б.М.<br>ВЫПЛАВКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Fe-Ni-Co С ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ  | 144 |
| Рыбин В.В., Ушанова Э.А., Золоторевский Н.Ю., Кузьмин С.В., Лысак В.И.<br>ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУР ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ ПО МЕРЕ РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ СТРУИ В СОЕДИНЕНИИ АЛЮМИНИЙ-АЛЮМИНИЙ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ | 145 |
| Хазгалиев Р.Г., Ибрагимова И.И., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р., Мухаметрахимов М.Х.<br>ДИФфуЗИОННОЕ СОЕДИНЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПРОСЛОЕК ИЗ НИКЕЛЯ И СПЛАВА X2H98                        | 146 |
| Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р.<br>ВЛИЯНИЕ СДВИГОВОЙ КОМПОНЕНТЫ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ЗОНЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ НИКЕЛЕВУЮ ПРОСЛОЙКУ         | 147 |

|  |     |
|--|-----|
| Халикова Г.Р., Швец К.С. Корзникова Е.А., Сергеев С.Н., Трифонов В.Г.<br>СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА АК12ММГН/18%SiCr ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ                        | 148 |
| Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К., Ситдииков В.Д.<br>ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК4-1 ПОСЛЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ  | 149 |
| Хомская И.В., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Дякина В.П., Шорохов Е.В.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ И СТАРЕНИЕМ | 150 |
| Цверова А. С., Смирнов И. В., Гриняев К. В., Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Чернов В. М.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПАРАМЕТРЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ V–Cr–Ta–Zr               | 151 |
| Чаплыгин П.А., Чаплыгина А.А., Старостенков М.Д.<br>ВЛИЯНИЕ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА NiAl   | 152 |
| Чаплыгина А.А., Чаплыгин П.А., Старостенков М.Д.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА РАЗМЫТИЯ АНТИФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В СПЛАВАХ CuZn И NiAl   | 153 |
| Чиркунова Н. В., Соснин И. М., Дорогов М. В., Викарчук А. А., Романов А. Е.<br>НАНОПОРОШКИ TiO <sub>2</sub> , ZnO, CuO ДЛЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД  | 154 |
| Чуракова А.А., Лукьянов А.В., Гильманова Э.Ф., Ибрагимова М.Р. Прокофьев Е.А., Гундеров Д.В.<br>МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И СКОРОСТНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ УМЗ ТИТАНА И СПЛАВА TiNi ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ                           | 155 |
| Шаймарданов М.И., Галиева Э.В., Валитов В.А.<br>ФОРМИРОВАНИЕ ТВЕРДОФАЗНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ЭП741НП И ХН58МБЮД В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ   | 156 |
| Шаймарданов Р.А., Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М.<br>СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-20Zr-6,5Al-3,3Mo-0,3Si-0,1V ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ  | 157 |
| Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Глухов И.А., Толмачев А.И., Уваркин П.В., Майрамбекова А.М.<br>МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ БИОИНЕРТНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, НИОБИЯ И ЦИРКОНИЯ | 158 |

|  |     |
|--|-----|
| Шарков М.Д., Бойко М.Е., Бобыль А.В., Бойко А.М., Конников С.Г.<br>СПИНОДАЛЬНЫЙ РАСПАД В ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ АРСЕНИДА-СЕЛЕНИДА ГАЛЛИЯ   | 159 |
| Шахов Р.В., Утяшев Ф.З., Мухтаров Ш.Х., Сухоруков Р.Ю.<br>МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ФОРМООБРАЗОВАНИЯ<br>ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ   | 160 |
| Яковцева О.А., Михайловская А.В., Котов А.Д., Портной В.К.<br>СРАВНЕНИЕ ДИНАМИКИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМОВ<br>СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ АМг4 И АМг6  | 161 |
| Ситдииков О.Ш.<br>ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ А1-3%Сu В ПРОЦЕССЕ<br>ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ  | 162 |
| Medvedeva A.E., Samigullina A.A., Sergeev S.N., Nazarov A.A., Zhilyaev A.P.<br>MICROHARDNESS AND EBSD MICROSTRUCTURE OF ECAP NICKEL UNDER ULTRASONIC<br>TREATMENT  | 163 |
| Шаймуратова Э.Р., Цибизова Т.К., Sergeev S.N., Zhilyaev A.P.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИПД НА МИКРОСТРУКТУРУ И ПАРАМЕТРЫ<br>КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ МЕДИ И МЕДНОГО СПЛАВА Cu-Cr-Zr   | 164 |
| Гимазов А.А., Жилыев А.П.<br>ИССЛЕДОВАНИЕ ЭНЕРГИИ, ЗАПАСЕННОЙ В МЕДИ ПРИ ОБРАБОТКЕ КОМБИНАЦИЕЙ<br>МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ  | 165 |
| Медведев Е.Б., Голубев О.В., Мурадимова Л.Ф., Даниленко В.Н., Попов В.А.<br>ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ-АЛЮМИНИЙ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ<br>ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ   | 166 |
| Галашев А.Е., Рахманова О.Р.<br>ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА УСТОЙЧИВОСТЬ ТОНКИХ ПЛЕНОК НИКЕЛЯ<br>НА ГРАФЕНЕ. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ  | 167 |
| Онанко Ю.А., Продайвода Г.Т., Выжва С.А., Онанко А.П., Кулиш Н.П., Дмитренко О.П.,<br>Колендо А.Ю., Куцевол Н.В.<br>УКАЗАТЕЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТЬ НЕУПРУГО-УПРУГОГО ТЕЛА СПЛАВОВ И<br>АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА “КЕРН-ДП” ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ | 168 |
| Авторский указатель  | 169 |
| Содержание   | 175 |

## Организаторы

### Открытой школы-конференции стран СНГ

«Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы - 2016»

благодарят за финансовую поддержку



**Российский фонд  
фундаментальных исследований**



**ООО «ТЕСКАН»**



**АО «Авиадвигатель»**

*Научное издание*

**УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ  
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

**СБОРНИК ТЕЗИСОВ ДОКЛАДОВ  
ОТКРЫТОЙ ШКОЛЫ-КОНФЕРЕНЦИИ СТРАН СНГ**

*(г. Уфа, Республика Башкортостан, Россия  
3 - 7 октября 2016 г.)*

*Лицензия на издательскую деятельность  
ЛР № 021319 от 05.01.99 г.*

Подписано в печать 07.09.2016 г. Формат 60x84/16.  
Усл. печ.л. 11,04. Уч.-изд.л. 11,52.  
Тираж 130 экз. Изд. № 123.

*Редакционно-издательский центр  
Башкирского государственного университета  
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.*

*Отпечатано ООО «АЛЬФА-РЕКЛАМА», 450015, Республика Башкортостан, г. Уфа,  
ул. К.Маркса, д. 37, корп.3, оф. 205.*

