

# **Фазовые превращения и прочность кристаллов**



## **ТЕЗИСЫ**

**IX Международной конференции ФППК-2016,  
посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова,**

**и**

**Второй Всероссийской Молодежной Школы  
«Структура и свойства перспективных материалов»**

**Черноголовка, 7-11 ноября 2016 г**

Российская Академия наук  
Министерство образования и науки РФ  
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред  
Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов  
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
Институт физики твердого тела РАН  
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова  
ФГУП « ЦНИИчермет им.И.П.Бардина  
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

**Девятая Международная Конференция**

**«Фазовые превращения и  
прочность кристаллов»,  
памяти академика Г.В. Курдюмова**

**Вторая Всероссийская Молодежная Школа**

**«Структура и свойства  
перспективных материалов»**

*Черноголовка, 7-11 ноября 2016 г.*

**СБОРНИК ТЕЗИСОВ**

**Черноголовка  
2016**

**Фазовые превращения и прочность кристаллов:** сб. тезисов IX Международной конференции (7–11 ноября 2016, Черногоровка), Черногоровка, 220 с.

**Тезисы публикуются в авторской редакции**

## ПРОЧНОСТЬ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ – НОВЫЕ ПОДХОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ

Андриевский Р.А.

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*  
[ara@icp.ac.ru](mailto:ara@icp.ac.ru)

Рассмотрены появившиеся в последние 5–10 лет такие новые объекты тугоплавких соединений, как МАХ–фазы (где М – переходный металл, А – непереходный металл и Х – элемент внедрения); МХ–двумерные (2D) фазы; двумерный нитрид бора, высокоэнтропийные нитриды и карбиды, двойниковые структуры и др. Охарактеризованы основные технологические приемы получения этих новых объектов. Подробно анализируется, насколько прочность и другие свойства этих объектов отличаются от традиционных тугоплавких соединений.

В докладе отмечается значительное расширение теоретических подходов к исследованию новых объектов такими методами, как молекулярная динамика, теория функционала плотности, физика и механика твердого тела. Особое внимание уделено проблемам термической, деформационной и радиационной стабильности этих объектов. Освещаются новые сферы их возможного перспективного применения. Подчеркиваются нерешенные задачи.

1. Андриевский Р.А. УФН **184**, 1017 (2014).
2. Andrievski R.A., Khatchoyan A.V. Nanomaterials in Extreme Environments. Fundamentals and Applications. – Switzerland: Springer International Publishing, 2016.
3. Andrievski R.A. // RAMS (2016) accepted for publication.

## СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

**Пушин В.Г., Белослудцева Е.С., Королев А.В., Коуров Н.И., Куранова Н.Н.,  
Марченкова Е.Б., Макаров В.В., Пушин А.В., Свирид А.Э., Уксусников А.Н.**

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)

Представлен обзор современного состояния и нерешенных проблем, ограничивающих и сдерживающих разработку, ресурсные возможности и широкое практическое использование интеллектуальных сплавов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП). Анализируются присущие им необычные эффекты: ярко выраженные предмартенситные явления, размягчение упругих модулей и варибельность их анизотропии, эффекты памяти формы (ЭПФ), осуществляющиеся при изменении температуры, давления, магнитного поля, эффекты сверхупругости и деформации превращения под нагрузкой (при прямом превращении) и ее снятии (при обратном превращении).

Обсуждаются классификация сплавов, термодинамика и кинетика ТМП, природа и структурные механизмы формирования предпереходных явлений и их роль в реализации ТМП. Анализируются влияние многокомпонентного легирования, особенности структуры, методы получения и физико-механические свойства сплавов, включая прочностные и, особенно, пластические характеристики. Приведены примеры фазовых диаграмм магнитных и мартенситных превращений в ряде сплавов, бинарных, тройных, четырехкомпонентных, синтезированных по разным схемам.

Рассмотрено как метод эффективной модификации структурно-фазового состояния влияние сверхбыстрой закалки, пластической деформации и термических обработок на субструктуру и измельчение зерна сплавов (вплоть до аморфизации в ряде сплавов на основе никелида титана). Обнаружено деформационно-индуцированное атомное разупорядочение с образованием нанокристаллической структуры и последующее восстановление дальнего порядка при низкотемпературном отжиге в условиях сохранения наноструктурного состояния аустенита и его свойств. Для сплавов никелида титана обсуждаются причины аморфизации и способы их последующей наноструктуризации. Установлено, что мелко- и ультрамелкозернистые сплавы испытывают, как правило, практически те же ТМП, что и крупнозернистые прототипы. Показано, что при этом по мере измельчения зерен могут быть реализованы полипакетные, монопакетные двойникованные или монокристаллические структуры мартенсита в зависимости от размера зерен.

Подчеркивается важное влияние размера зерна на критические температуры ТМП и, как следствие, обусловленные ими ЭПФ, а также прочность и, особенно, пластичность сплавов. Обращено внимание на критическую роль конкурирующих с ТМП фазовых превращений при синтезе сплавов (выплавке и последующем термическом или термомеханическом переделе слитков). Сделан вывод о возможности существенного пластифицирования интерметаллических сплавов с ТМП за счет оптимизации мелкой и ультрамелкой зеренно-субзеренной структуры.

*Исследование выполнено за счет гранта РНФ №15-12-10014.*

## **НАНОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ Ti–Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА**

**Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>, Дубинский С.М.<sup>1</sup>, Коротцкий А.В.<sup>1</sup>, Браиловский В.<sup>2</sup>,  
Глезер А.М.<sup>3</sup>, Конопацкий А.С.<sup>1</sup>, Шереметьев В.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*НИТУовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия,  
[prokoshkin@tmo.misis.ru](mailto:prokoshkin@tmo.misis.ru)*

<sup>2</sup>*Ecole de Technologie Supérieure, Montreal, Canada, [vladimir.brailovski@etsmtl.ca](mailto:vladimir.brailovski@etsmtl.ca)*

<sup>3</sup>*Институт металловедения и физики металлов ЦНИИЧМ им. И.П. Бардина, Москва,  
Россия, [a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)*

Дискретность изменения решетки превращенной области при мартенситном превращении (МП) ставится под сомнение в случае измельчения зерна исходного аустенита до размера, приближающегося к атомному. Экспериментальная проверка этого предположения затруднена вследствие существования критического размера зерна (например, около 50 нм в СПФ Ti–Ni), ниже которого МП при охлаждении не реализуется. Это препятствие можно преодолеть, иницируя МП деформацией. Однако размер элемента нанокристаллической структуры – не единственный фактор, влияющий на развитие МП. Не менее важна и природа этих структурных элементов: являются ли они зернами (окруженными высокоугловыми границами) или субзернами (разделенными малоугловыми границами). Важность этого вопроса определяется разным влиянием высоко- и малоугловых границ на процессы МП и пластической деформации. Первые служат непроницаемыми барьерами для растущих кристаллов мартенсита и движущихся дислокаций, а вторые – «полупроницаемыми». Существование такой градации нанокристаллической структуры на «нанозеренную» (НЗС) и «наносубзеренную» (НСС) обусловило необходимость выяснения условий формирования этих структур в СПФ Ti–Ni. В настоящей работе количественно изучены наноструктуры, сформированные в СПФ Ti–50.26 и Ti–50.61 ат.%Ni в результате последеформационного отжига (ПДО) при 300–400°C после холодной прокатки (ХП) в ин-

тервале деформаций  $e = 0.3-1.9$ . В результате ПДО после умеренной ХП ( $e = 0.3$ ) в В2-аустените формируется в основном НСС; после промежуточной деформации ( $e = 0.5-1.0$ ) – смешанная НСС+НЗС; после интенсивной ( $e = 1.2-1.9$ ) – в основном, НЗС. Рентгенографическое исследование *in situ* показало, что при любом типе наноструктуры (НЗС, НСС, НЗС+НСС) исходного аустенита и размере структурных элементов  $\geq 10$  нм механизм МП остается «дискретным»: в превращающейся области решетка аустенита переходит в решетку мартенсита минуя промежуточные состояния.

*Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (Программа повышения международной конкурентоспособности НИТУ «МИСиС», грант К2-2016-011) и Natural Science and Engineering Research Council of Canada.*

## **METALS AND METALLIC ALLOYS PROCESSED BY SELECTIVE LASER MELTING**

**Brailovski V.**

*Ecole de technologie superieure, Montreal, Quebec, Canada*  
[vladimir.brailovski@etsmtl.ca](mailto:vladimir.brailovski@etsmtl.ca)

This presentation will be divided into two parts. In the first part, selective laser melting powder-bed technology will be presented and in the second part, practical applications of this technology will be given.

Selective laser melting technology allows near net shape manufacturing of complex geometry parts from different classes of metallic materials including Ti, Ni, Co, Al and Fe-based alloys. This non-equilibrium laser processing triggered by a high localized heat input and involving short interaction times, determines the material integrity and homogeneity, microstructure and mechanical properties, which are different from those resulting from conventional manufacturing processes. Selective laser melting is generally followed by a post-treatment phase that serves to attenuate the negative consequences of the layer-by-layer selective laser powder consolidation, such as high level of internal stresses and anisotropy of mechanical properties, while preserving the capacity to produce high added value components for aerospace, medicine and other fields of application.

## **STABILITY OF GRAIN MICROSTRUCTURE AND EFFICIENCY OF GRAIN GROWTH INHIBITION IN NANOCRYSTALLINE MATERIALS**

**Sursaeva V.G.<sup>2</sup>, Gottstein G.<sup>1</sup>, Shvindlerman L.S.<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup> *Institut für Metallkunde und Metallphysik, RWTH Aachen, Aachen, Germany*

<sup>2</sup> *Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences,  
Chernogolovka, Moscow District Russia*  
[sursaeva@issp.ac.ru](mailto:sursaeva@issp.ac.ru)

An attempt is made to consider and to estimate the stability of grain microstructure and the efficiency of drag mechanisms on grain growth in crystalline materials by various structural elements of polycrystals: impurity atoms, vacancies, particles, triple junctions, grain boundary facets and grain boundary ridges. Considerable attention will be given to the role of grain boundary facets and grain boundary ridges in grain growth drag effects. The point is that despite of many

speculations of the influence of boundary facets and ridges on grain growth and grain boundary motion reliable results were obtained only recently. The developed approach can be used as to estimate the contribution of different microstructural elements to the microstructural stability of polycrystals, especially of nanocrystalline and fine grained materials.

*The authors thank the Russian Fond for Basic Research for financial support of the research in the framework of a RFBR project (№16-03-00248)*

## **ATOMISTIC MODELLING OF CARBON DIFFUSION IN MARTENSITE**

**Zapolsky H.**

*UMR 6634, GPM, CNRS, University of Rouen, France*  
[helena.zapolsky@univ-rouen.fr](mailto:helena.zapolsky@univ-rouen.fr)

Steel is the structural material by far the most used by man, and its importance in the global economy is paramount. Among its various forms, martensite is the one with the highest strength. However, martensite is not stable at room temperature, and decomposes into an inhomogeneous structure consisting of Fe and C rich nanodomains. This decomposition is accompanied by an evolution of the mechanical properties of martensite. However, no comprehensive study of this phase transformation mechanism can be found in the literature.

The main goal of this study was to address these problems theoretically by using the atomic scale modelling of the carbon atom kinetics. In this study the Atomic Density Function (ADF) theory [ 1- 4] has been employed to model the low temperature kinetics of carbon redistribution. The obtained solution of the microscopic ADF kinetic equation describes the temporal evolution of C atoms in atomic scale. It automatically describes the C atom reconfiguration in atomic and nano-scale that includes ordering within C atom clusters, which forms carbide precipitates and determines the atomic structure of these carbides. Our simulation results allowed us to predict the transient states of structural transformations that include not only the decomposition but also an ordering transforming the carbon clusters into coherent precipitates of carbides.

The employed atomistic approach made possible the direct comparison of simulation results with experimental data obtained by Atom Probe Tomography (APT).

1. H. Zapolsky "Kinetics of Pattern Formation: Mesoscopic and Atomistic Modelling" pp. 154-196, chapter in the book "ORDER, DISORDER AND CRITICALITY. Advanced Problems of Phase Transition Theory" Ed. Yu. Holovatch, World Scientific, Singapore (2015).
2. 2.M. Lavrskiy, H. Zapolsky and A.G. Khachatryan «Atomic Fragment Theory in Self-Assembly of Complex Structures: from Disorder to Complex Crystals and Double Helix Polymer » Nature partner journal Computational Materials 2016.
3. A. Kapikranyan, H. Zapolsky, C. Domain, R. Patte, C. Pareige, B. Radiguet, P. Pareige, "Atomic density function modeling of atomic structure of grain boundaries" Phys.Rev. B., 89, 014111, 2014.
4. O. Kapikranian, H. Zapolsky, R. Patte, C. Pareige, B. Radiguet, and P. Pareige Point defect absorption by grain boundaries in alpha iron by atomic density function modelling; Phys. Rev.B 92, 224106 (2015).

# ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ И МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ПАКЕТНЫМ МАРТЕНСИТОМ

Гундырев В. М., Зельдович В. И., Счастливец В. М.

*Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
[zeldovich@imp.uran.ru](mailto:zeldovich@imp.uran.ru)*

Рентгеноструктурным методом по текстуре мартенсита, сформированной мартенситными кристаллами одного пакета в псевдомонокристалле закаленной стали 37ХН3А, определены точные ориентационные соотношения между мартенситом и остаточным аустенитом:

$$(011)_\alpha \parallel (1; 0.990; 1.009)_\gamma; [01\bar{1}]_\alpha \parallel [1; 1.163; -2.133]_\gamma.$$

С помощью модифицированной феноменологической теории мартенситного превращения (ФТМП), развитой в [1, 2], рассчитаны кристаллографические характеристики мартенситного превращения в этой стали: ориентационные соотношения, деформация решетки, деформация при инвариантной решетке, деформация формы (макросдвиг), вращение (угол поворота). В модифицированной ФТМП деформация Бейна заменена первым сдвигом из двухсдвиговой теории Курдюмова-Закса, что уменьшает угол поворота от  $\sim 10$  до  $\sim 2$  градусов. Аналогичные расчеты были сделаны для мартенситного превращения в сплаве Fe-31%Ni с двойникованным мартенситом [2]. Для обоих типов мартенсита (речного и двойникованного) рассчитанные ориентационные соотношения отличаются на  $\sim 1$  градус от экспериментально определенных.

Предложен следующий механизм мартенситного превращения. Деформация решетки в обоих мартенситах происходит сдвигом по плоскости  $(111)_\gamma$  в направлении  $[11\bar{2}]_\gamma$  одновременно с изменением размеров по трем перпендикулярным направлениям этой системы сдвига. Деформация при инвариантной решетке в кристаллах двойникованного мартенсита осуществляется двойникованием по плоскости типа  $(112)_\alpha$  в направлении  $[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$ . В речном мартенсите эта деформация осуществляется скольжением по этой же системе.

В двойникованном мартенсите сплава Fe-31%Ni инвариантная плоскость, полученная из расчетов по ФТМП, и габитусная плоскости совпадают. В речном мартенсите стали 37ХН3А рассчитанная инвариантная плоскость отклонена на  $\sim 25$  градусов от поверхности мартенситной пластины (от габитусной плоскости), которая близка к плоскости  $(111)_\gamma$ . Причина отклонения может быть связана с перераспределением углерода при росте мартенситного кристалла [3].

*Работа выполнена по плану РАН, тема «Структура», номер гос. регистрации 01201463331, в рамках проекта УрО РАН №15-17-2-24.*

1. Vyacheslav Gundyrev and Vitaly Zel'dovich. About the Mechanism of Deformation at Martensite Transformation in the Fe-31 wt%Ni Alloy // Materials Science Forum, 2013. V.738-739. ESOMAT 2012. P.20-24.
2. Гундырев В.М., Зельдович В.И. Кристаллографический анализ мартенситного превращения в железоникелевом сплаве с двойникованным мартенситом // Известия РАН, серия физическая, 2013. Т.77. № 11. С.1638-1643.
3. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М. Распределение углерода в мартенситной структуре конструкционной стали // ДАН. 2016. Т.468. №1.



## ВЛИЯНИЕ МПД И ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА

Пермякова И.Е.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина",

<sup>2</sup> НИТУ "МИСИС", Москва, Россия,

[inga\\_perm@mail.ru](mailto:inga_perm@mail.ru), [a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)

В настоящее время, благодаря уникальному комплексу физико-механических свойств, недоступных для металлов с кристаллическим строением, аморфные сплавы (АС) и аморфно-нанокристаллические композиты (АНК) привлекают внимание исследователей. Существуют определенные условия, при которых кристаллизация аморфного состояния в процессе контролируемого отжига, мегапластической деформации (МПД) и лазерной обработки будет осуществляться путем образования в аморфной матрице нанокристаллов в течение заданных температурно-временных интервалов и технологических параметров внешних воздействий, что приводит по существу к образованию естественных АНК. Актуальными и практически неизученными остаются вопросы, связанные с механизмами пластической деформации и разрушения широкого спектра аморфных и аморфно-нанокристаллических материалов, а также с закономерностями формирования их механических свойств.

На первом этапе работы: а) установлены структурные особенности выделения кристаллических фаз при МПД в АС Co–Fe–Cr–Si–B в зависимости величины деформации; б) рассмотрена морфология полос сдвига, формирующихся на начальных стадиях деформации АС, и проведен анализ природы образования нанокристаллов в полосах сдвига; в) выявлена взаимосвязь между структурой и механическими свойствами сплава системы Co–Fe–Cr–Si–B при переходе из аморфного в нанокристаллическое состояние в процессе МПД; г) оптимизированы режимы деформационной обработки для повышения прочности и пластичности исследуемых сплавов на основе кобальта; д) созданы искусственные АНК путем совместного кручения под давлением в камере Бриджмена чередующихся слоев из лент АС (Fe–Cr–B и Fe–Ni–B), при варьировании числа оборотов подвижной наковальни; е) изучены особенности деформационной структуры и механического поведения полученных искусственных АНК.

На втором этапе работы: а) оптимизированы режимы лазерного облучения (диапазон мощности излучения, плотность энергии, частота импульсов, длительности, масштабов воздействия) с целью создания естественных АНК при обработке лазером поверхности АС на основе железа и кобальта; б) установлены структурные и композиционные изменения в зонах воздействия лазерного излучения АС; в) проанализированы изменения механических характеристик (пластичности, твердости, трещиностойкости) исследуемых сплавов в модифицированных областях воздействия лазерного облучения методом микроиндентирования.

На третьем этапе работы: а) проведен сравнительный анализ особенностей кристаллизации АС (механизмов, кинетики, морфологии роста кристаллов) при модифицировании состава, контролируемом нагреве, МПД и лазерном воздействии; б) сформулированы общие закономерности и индивидуальные различия механического поведения квазиаморфных сплавов и АНК на основе Fe и Co в зависимости от способа внешних воздействий, химического состава, соотношения аморфных и кристаллических фаз, а также других структурных параметров изученных материалов.

## УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВТ1-0 В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Бетехтин В.И.<sup>1</sup>, Кардашев Б.К.<sup>1</sup>, Нарыкова М.В.<sup>1</sup>, Кадомцев А.Г.<sup>1</sup>,  
Колобов Ю.Р.<sup>2</sup>, Манохин С.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург

<sup>2</sup>НОЦ "Наноструктурные материалы и нанотехнологии" БелГУ, Белгород

Упруго-пластические свойства, особенно модуль Юнга ( $E$ ), являются важными и практически очень малоизученными для наноструктурированных металлов и сплавов характеристиками механических свойств. Важную информацию об упруго-пластических свойствах можно получить из анализа характеристик упругой и обратимой микропластической деформации (амплитудно-независимого декремента и условного предела микротекучести), которые связаны с колебательным движением дислокаций [1].

Рассмотрим результаты изучения упруго-пластических свойств нано-структурированного ВТ1-0, полученного методом интенсивной пластической деформации (ИПД) с использованием поперечно-винтовой и продольной прокатки. В таблице 1 приведены значения плотности и упруго-пластических свойств для следующих состояний ВТ1-0: КЗ – крупнозернистое, НС – наноструктурированное.

**Таблица 1.** Плотность  $\rho$ , модуль Юнга  $E$  и амплитудно-независимый декремент  $\delta$  для ВТ1-0

ВТ1-0 (состояние)	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$E$ , ГПа	$\delta_i$ , 10 <sup>-5</sup>
КЗ	4,5032	108,06	94
НС	4,6182	89,36	352

Исходная микроструктура сплава марки ВТ1-0 в продольном и поперечном сечениях не имеет отличительных особенностей, зерна имеют пластинчатую морфологию и характеризуются поперечными размерами ~10 мкм и продольными ~150 мкм. После ИПД наблюдается однородная микроструктура; средний размер зерен имеет значение 294±5 нм в продольном сечении и 257±7 нм в поперечном.

Более низкое значение плотности ВТ1-0 в КЗ состоянии связано, вероятно, с наличием дефектов (несплошностей) в исходных заготовках. Так, после обработки образцов (КЗ) высоким гидростатическим давлением их плотность увеличилась от 4,5032 до 4,5076 г/см<sup>3</sup>.

Изменение упруго-пластических свойств после ИПД (таблица 1) представляется естественным, поскольку с точки зрения любой теории, рассматривающей взаимодействие дислокаций с точечными дефектами, введение дислокаций в образец (в данном случае при ИПД) и должно вести к росту декремента и падению модуля [1]. Увеличение в 4 раза декремента  $\delta$  при переходе от КЗ к НС состоянию обусловлено, очевидно, как ростом общей плотности дислокаций, так и существенным увеличением вследствие ИПД площади границ зерен. В свою очередь значительное уменьшение после ИПД модуля Юнга может быть связано как с указанными выше структурными изменениями, так и появлением за счет этих изменений дополнительных факторов (например, высоких внутренних напряжений) [2].

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда - проект №15-12-30010.*

1. Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука, 1985. 254 с.

## ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Ti–Al КОМПОЗИТА

Желтякова И.С., Карпов М.И.

ФГБУН ИФТТ РАН, Черногловка, РФ,  
[terekhova@issp.ac.ru](mailto:terekhova@issp.ac.ru)

Сплавы на основе системы Ti–Al – Ti–Al–Cr, Ti–Al–Mn, Ti–Al–Mo, Ti–Al–V и др. – характеризуются достаточной удельной прочностью, хорошими антикоррозионными свойствами и значительной жаропрочностью при умеренных (до 800–850°C) температурах. Их преимущество – малая плотность и небольшие удельные напряжения при работе деталей в центробежных условиях. С увеличением содержания Al повышаются жаропрочность и сопротивление ползучести, модуль упругости и склонность к водородной хрупкости сплавов. Жаропрочность достигается за счёт интерметаллических выделений TiAl и Ti<sub>3</sub>Al.

Композиты системы Ti–Al, легированные элементами IV–VI групп, получали методом диффузионной сварки под давлением. Сплавление компонентов первого сплава проводили методом бестигельной зонной плавки во взвешенном состоянии в атмосфере аргона высокой чистоты, что обеспечило равномерное распределение элементов по всему объему. В дальнейшем использовали чередование холодной прокатки с термическими отжигами для устранения внутренних напряжений. Методом вакуумной индукционной плавки выплавляли 2 сплав, который докатывали в начале в горячую, а потом в холодную до требуемой толщины. Собранные многослойные пакеты из фольг Ti–Me сплава толщиной 145 и 170 мкм и фольг Al–Si сплава толщиной 40 и 65 мкм был сварен на 1 этапе при 500°C и на 2 этапе при 1020°C.

Из полученного композита вырезали образцы для исследования структуры и механических испытаний. Испытания проводили методом 3-х точечного изгиба при 20 и 600,700,800°C в атмосфере высокочистого аргона.

Структура полученного образца легированного Ti–Me/Al–Si композита представлена чередующимися прослойками твердого раствора алюминия в Ti–Me и несколькими интерметаллическими фазами Ti<sub>3</sub>Al, TiAl, TiAl<sub>2</sub>, и TiAl<sub>3</sub>. Средняя толщина твердого раствора (Ti, Me)(Al) и интерметаллических фаз варьируется от 20 до 35 мкм и от 6 до 23 мкм соответственно. По результатам микрорентгеноспектрального анализа композит состоит из твердого раствора на основе титана (белая область) и интерметаллических фаз (серая область). По результатам анализа распределения легирующих элементов было установлено, что в твердом растворе на основе титана в основном растворяются алюминий, цирконий, и незначительно молибден и ниобий, тогда как в аллюминидах располагаются преимущественно титан.. Кроме того, в двухфазной области Ti(Al) и Ti<sub>3</sub>Al повышаются концентрации циркония в 4 раза, а молибдена и ниобия в 5 раза, по сравнению с другими областями интерметаллических фаз.

По результатам кратковременных испытаний на трехточечный изгиб средние значения предела прочности легированного композита находятся на уровне 650 МПа и 1000 МПа при 20 С и 700 С, соответственно.

Легирование молибденом, цирконием и ниобием повысило кратковременную прочность композита в 1,5 раз.

# ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТРУКТУРНЫХ

## ПРЕОБРАЗОВАНИЙ В МАТЕРИАЛЕ

Индейцев Д.А., Мещеряков Ю.И., Скубов Д.Ю., Вавилов Д.С.

Институт Проблем Машиностроения РАН, Санкт-Петербург, Россия,  
[londr@yandex.ru](mailto:londr@yandex.ru)

Одним из перспективных направлений механики является изучение фазового преобразования материала при высокоскоростном деформировании, когда перестройка кристаллической структуры происходит за малые времена, не превышающие несколько микросекунд [1]. Было установлено, что в определённом диапазоне скоростей ударника в материале формируются устойчивые сетчатые образования размером 0,1–0,3 мкм [2]. Для описания данного процесса предлагается использовать двухкомпонентную модель сплошной среды, предполагая, что кристаллическая структура состоит из двух решёток, близких по своим свойствам и связанных нелинейной силой взаимодействия. В случае малых деформаций уравнения баланса импульса в рамках одномерной задачи имеют вид:

$$\begin{aligned} E_1 \frac{\partial^2 u_1}{\partial x^2} - \rho_{10} \frac{\partial^2 u_1}{\partial t^2} - R &= 0 \\ E_2 \frac{\partial^2 u_2}{\partial x^2} - \rho_{20} \frac{\partial^2 u_2}{\partial t^2} + R &= 0 \end{aligned}$$

где  $u_i (i=1,2)$  – перемещение каждой из компонент,  $E_i$  – модуль юнга,  $\rho_{i0}$  – плотность в равновесном ненагруженном состоянии. Через  $R$  обозначена сила внутреннего взаимодействия. На рис.1. изображено численное решение системы, показывающее уменьшение деформации центра масс  $U = \frac{\rho_{10}u_1 + \rho_{20}u_2}{\rho_{10} + \rho_{20}}$  за счёт передачи энергии на относительное движение  $z = u_1 - u_2$

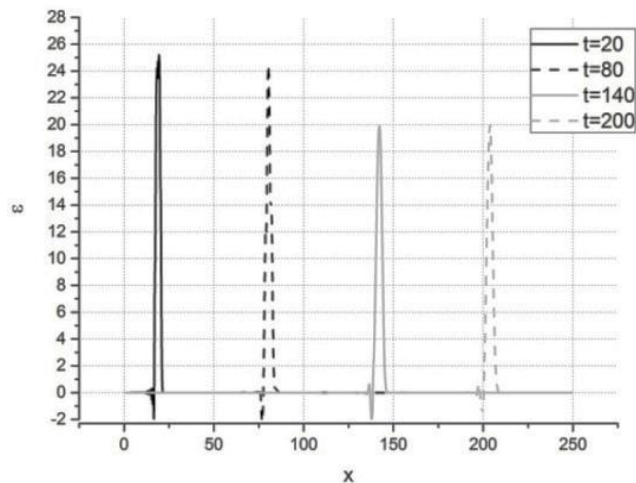


Рис.1. Распределение деформации

1. Канель Г. И., Фортгов В. Е., Разоренов С. В. Ударные волны в физике конденсированного состояния //Успехи физических наук. – 2007. – Т. 177. – №. 8. – С. 809-830.
2. Meshcheryakov Y. I. et al. Dynamic structures in shock-loaded copper //Physical Review B. – 2008. – Т. 78. – №. 6.

## **О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ХЛАДНОЛОМКОСТЬ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ РАЗНОГО КЛАССА ПРОЧНОСТИ**

**Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Чевская О.Н., Филиппов Г.А.**

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,  
[mishetyan@bk.ru](mailto:mishetyan@bk.ru)*

Высокие прочность и вязкость современных низколегированных трубных сталей обеспечиваются сдвиговыми типами структур – феррито-бейнитной, бейнитной с островками мартенситной фазы, полученных в результате контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением.

Установлено, что трубные стали классов прочности К52, К56, К60 и К65 при разном уровне прочностных характеристик обладают близкими значениями ударной вязкости при комнатной температуре. Однако при низких температурах сопротивление разрушению таких сталей может существенно отличаться. Настоящая работа посвящена изучению природы разной хладноломкости трубных сталей.

Известно, что переход железа и его сплавов в хрупкое состояние зависит от реальной структуры, определяющей степень локализации пластической деформации и, как следствие этого, уровень локальных «пиков» напряжений под нагрузкой. Локальные напряжения в структуре стали могут значительно превосходить средние напряжения, что приводит к зарождению и распространению хрупких трещин. В связи с этим, для понимания природы разной хладостойкости трубных сталей важно оценить величину локальных микронапряжений в металле под нагрузкой.

Для оценки уровня микронапряжений в структуре был использован чувствительный метод – измерение релаксационного эффекта, отражающий степень перехода упругой деформации в пластическую. Релаксационный эффект определяется по величине падения напряжения с течением времени после нагружения до заданного уровня приложенной нагрузки. С повышением уровня приложенной нагрузки величина релаксационного эффекта возрастает для всех исследованных сталей, что вероятно является следствием повышения уровня локальных внутренних напряжений при более высоких приложенных нагрузках. Можно полагать, что более высокий уровень релаксационного эффекта в сталях К52, К56, К60 по сравнению с К65 обусловлен повышенным уровнем локальных «пиков» напряжений в структуре в этих сталях.

Структура стали К65 отличается более мелким зерном и отсутствием полосчатости. Релаксация напряжений при нагружении металла в макроупругой области при комнатной температуре происходит за счет протекания микропластической деформации в местах действия локальных напряжений, значительно превышающих средний уровень. Эта деформация может протекать как в ходе нагружения, так и после его прекращения.

Релаксация после прекращения нагружения протекает за счет перераспределения дислокаций в области локальных напряжений, что приводит к их разрядке. Чем выше уровень локальных напряжений при достижении заданного уровня приложенного напряжения, тем больше величина релаксационного эффекта.

Из полученных результатов следует, что, несмотря на близкие значения ударной вязкости в вязкой области, сопротивление хрупкому разрушению (хладостойкость) стали К65 обусловлено пониженным уровнем локальных внутренних напряжений, возникающих в ходе нагружения, вследствие более однородной и мелкозернистой структуры.

## О РОЛИ СДВИГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В БАРИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ ТВЁРДОГО ТЕЛА

Пилюгин В.П.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,  
Екатеринбург, Россия  
[pilyugin@imp.uran.ru](mailto:pilyugin@imp.uran.ru)*

В работе проведено обобщение данных действия сдвиговых напряжений на фазовые переходы под высоким давлением и структурное состояние в элементах Fe, Co, Ti, Zr, Si, Ge, Bi, в соединениях и сплавах Fe–Ni, Fe–Mn, Fe–Ni–Cr, Ni–Mn, Ni–Ge. Вопросы влияния сдвиговых напряжений на фазовые переходы в твёрдом теле в общем виде сложны и неоднозначны и определяются рядом параметров и факторов. Интенсивные параметры – давление, температура, физические и кристаллические свойства самого материала – энергия и направленность связей, энергия и энтропия кристаллических дефектов, экстенсивные параметры – внутренняя и свободная энергии системы, способность к диссипации, механизмы фазового перехода, значения скачков энтропии и объёма. Критерием справедливости анализа является экспериментальная проверка, что и выполнено в настоящей работе на множестве чистых элементов и сплавов. Стимулом барических переходов является разница свободных энергий фаз, обусловленная изменением давления, а сдерживающей силой в случае бездиффузионных по механизму мартенситных переходов, является физический предел текучести. Дополнительное приложение сдвиговых напряжений меняет условия гидростатического сжатия, и, тем самым меняет условия нуклеации новой фазы, роста областей и движения межфазных границ, а также кинетику и долю формирования новой фазы. Кроме того, сдвиговые напряжения (СН) свыше физического предела текучести вызывают пластическую деформацию, и многообразие механизмов и сложность природы пластической деформации на различных её стадиях и связь их с микроструктурой также накладывают специфические особенности на фазовые переходы под давлением. Деформация от начальных степеней до развитой вызывает сильную фрагментацию структуры, что влияет на характер фазового перехода как в динамике процесса, так и в стационарном состоянии. Фрагментация повышая физический предел текучести повышает прочность материала и тем самым способствует сохранению фаз высокого давления через микро- и наноструктурное состояние. Приведём данные по результатам действия СН при барических фазовых переходах: 1) СН в процессе деформации способствуют преодолению потенциального барьера фазового превращения, 2) В мартенситных барических превращениях СН в процессе деформации снижают величину начала и окончания давлений превращения, приближая их значения к давлению термодинамического равновесия, 3) За счёт структурных изменений материалов под действием СН происходит «структурная закалка» фаз высокого давления при последующем снижении давления, 4) Структурная закалка происходит через механизм фрагментации, что увеличивает гистерезис превращения, сохраняя фазы высокого давления до н.у. Построены двумерные диаграммы металлов и сплавов в координатах «давление-степень деформации».

*Работа выполнена в рамках темы «Деформация», гос. рег. № 01201463327.*

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВОВ Mn–Cu

Гринберг Е. М., Маркова Г. В., Ключева Е. С., Гончаров С. С.

*Тульский государственный университет, г. Тула, Россия*  
[klueva.ekaterina@mail.ru](mailto:klueva.ekaterina@mail.ru)

В закаленном состоянии сплавы с содержанием Mn 30...80 % имеют структуру  $\gamma$ -фазы с ГЦК решеткой, которая при охлаждении испытывает ГЦК–ГЦТ мартенситное превращение (МП). МП обуславливает комплекс функциональных свойств - высокую демпфирующую способность, обратимую память формы. В процессе старения при температурах ниже 650 °С в сплавах, содержащих менее 80 % Mn, возникает модулированная структура как результат метастабильного расслоения  $\gamma$ -фазы по спинодальному механизму на две изоморфные высокодисперсные ГЦК-фазы: обедненную Mn и обогащенную им. При охлаждении состаренных сплавов ГЦК-ГЦТ превращение, начинаясь в обогащенных Mn областях, распространяется на весь объем. После завершения спинодального расслоения выделяется равновесная фаза  $\alpha$ -Mn, что приводит к резкому уменьшению демпфирующей способности сплавов системы Mn-Cu. Вместе с тем, остаются неустановленными особенности кинетики распада  $\gamma$ -фазы, в частности, происходит ли процесс образования стабильного  $\alpha$ -Mn обособленно, или он подготовлен предшествующим спинодальным расслоением.

ДюрOMETрическим и рентгеноструктурным анализами исследовали кинетику распада переохлажденного  $\gamma$ -твердого раствора в области спинодального расслоения при старении (440 и 540 °С) сплавов Mn–Cu. Установлен многостадийный характер эволюции структуры при распаде  $\gamma$ -твердого раствора в ходе старения.

На первой стадии сохраняется структура закаленной фазы с ГЦК решеткой. Это обусловлено тем, что степень расслоения еще недостаточна для того, чтобы температура превращения ГЦК-ГЦТ в обогащенных Mn областях стала выше комнатной и твердость остается неизменной.

Вторая стадия характеризуется развитием спинодального расслоения, в результате которого при охлаждении от температуры старения образуется мартенсит с ГЦТ решеткой. При высокотемпературном распаде (540 °С), преобладает расслоение  $\gamma$ -твердого раствора по спинодальному механизму, сопровождающееся образованием областей, обогащенных и обедненных Mn, что приводит к формированию при охлаждении слабо тетрагональной мартенситной фазы и некоторому повышению твердости. В обогащенных Mn областях  $\gamma$ -фазы достигается предельная для этой температуры концентрация Mn и спинодальный распад завершается. Распад  $\gamma$ -фазы при 440 °С завершается, когда достигается максимальная степень тетрагональности ГЦТ фазы.

Третья стадия сопровождается выделением стабильной фазы  $\alpha$ -Mn. При высокотемпературном старении выделению  $\alpha$ -Mn предшествует завершение спинодального распада, в то время, как при 440 °С стабильный  $\alpha$ -Mn появляется до достижения предельной концентрации Mn в обогащенных им областях.

Показано, что выделение  $\alpha$ -Mn происходит по границам зерен и обусловлено предшествующим спинодальным распадом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – грант 16-42-710770 p\_a*

# ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ КЕРАМИКИ И СТЕКОЛ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Гринберг Б.А.<sup>1</sup>, Иванов М.А.<sup>2</sup>, Пилюгин В.П.<sup>1</sup>, Толмачев Т.П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
[bella@imp.uran.ru](mailto:bella@imp.uran.ru)

<sup>2</sup> *Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ, Киев, Украина*  
[maivanov@ukr.net](mailto:maivanov@ukr.net)

Обнаружена консолидация порошков и их превращение в пластины при деформации кручением под высоким давлением керамики и стекол (рис. 1). Выявлена связь консолидации порошков с фрагментацией типа дробления. Исследована структура кристаллической керамики (кварц, хрусталь) и аморфных стекол (предметного, кварцевого). Выявлена роль поверхностей, возникающих при дроблении и при образовании микротрещин. Определены диссипативные каналы, конкурирующие с разрушением.

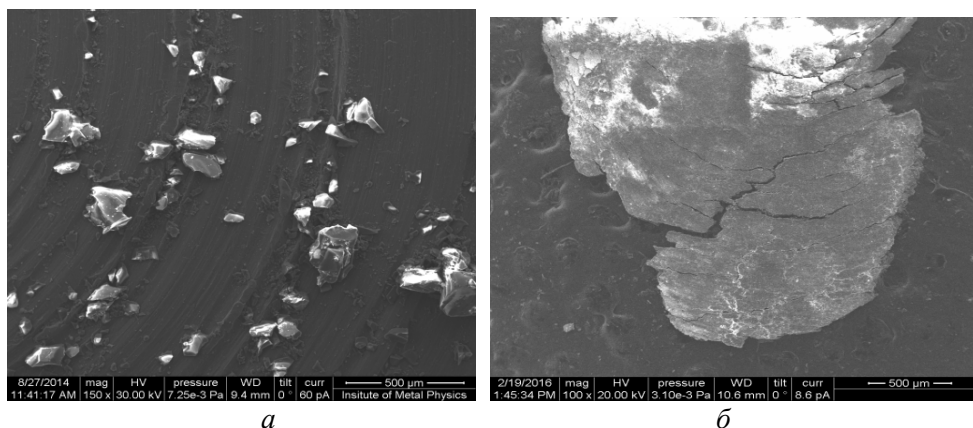


Рис. 1.  $\alpha$ -кварц: *a* – порошок; *б* – пластина (14 ГПа, 10°)

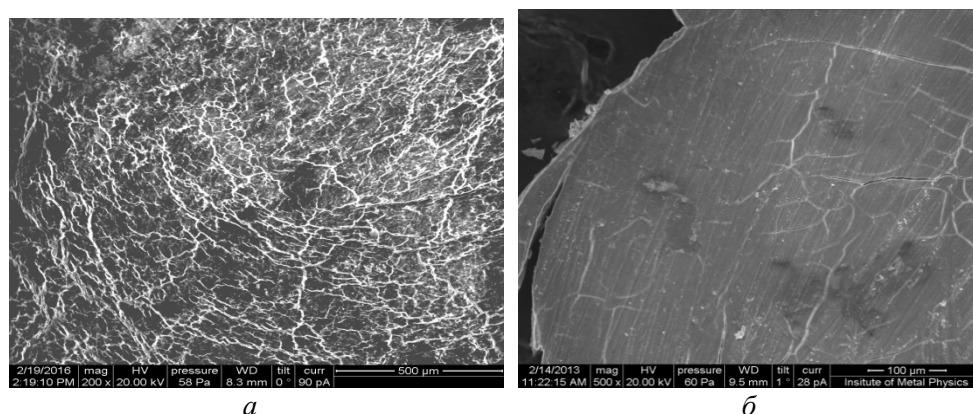


Рис. 2. Микротрещины: *a* – кварц (14 ГПа, 10°); *б* – предметное стекло (12 ГПа, 15°)

Показано, что существует однозначная связь между формой микротрещин и структурным состоянием материала. Для кристаллического кварца микротрещины состоят из прямолинейных сегментов (рис. 2*a*), тогда как для аморфного предметного стекла это тонкие изогнутые микротрещины (рис. 2*б*). Типичная особенность сетки микротрещин, наблюдаемой в кристаллическом  $\alpha$ -кварце (а также в хрустале): ветвление микротрещин. При этом наблюдаются такие характерные конфигурации, как зигзаги, тройные стыки, длинные прямолинейные микротрещины. Можно полагать, что ветвление является прояв-



лением динамической неустойчивости трещины при избытке поступающей энергии. Конкуренция таких процессов, как образование микротрещин и слипание частиц, определяет возможность формирования пластины.

*Исследование выполнено за счет гранта РФФИ № 14 02 00015.*

## **ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНОМ ФУЛЛЕРЕНОМ C<sub>70</sub> ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ**

**Блантер М.С.<sup>1\*</sup>, Борисова П.А.<sup>2</sup>, Бразжкин В.В.<sup>3</sup>, Филоненко В.П.<sup>3</sup>,  
Соменков А.В.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Московский технологический университет (МИРЭА), Москва, Россия*

<sup>2</sup>*НИЦ «Курчатовский институт» Москва, Россия*

<sup>3</sup>*ИФВД РАН, Троицк, Россия*

*\*[mike.blanter@gmail.com](mailto:mike.blanter@gmail.com)*

Фуллерены являются метастабильными веществами и под действием высоких температур и давлений превращаются в другие аморфные и кристаллические углеродные фазы, часть из которых обладает уникальными свойствами [1]. Представляет интерес исследовать влияние на эти превращения различных воздействий, в частности, механической активации (аморфизации). Однако, тогда как превращения в кристаллическом фуллере C<sub>60</sub> исследованы достаточно полно, в кристаллическом фуллере C<sub>70</sub> – менее подробно, превращения в аморфном C<sub>60</sub> представлены практически только в одной работе [2], а в аморфном фуллере C<sub>70</sub> – отсутствуют. В настоящей работе исследованы превращения в аморфном и кристаллическом фуллере C<sub>70</sub> в интервале температур 200–1100<sup>0</sup>С и давлений 2–8 ГПа. Обработку проводили в камере тороидального типа.

Механический размол кристаллического фуллера C<sub>70</sub> проводили в шаровой мельнице Pulverisette 6 в атмосфере He. Структуру исследовали методом дифракции нейтронов на многодетекторном дифрактометре «Диск», установленном на реакторе ИР-8 НИЦ «Курчатовский институт». В результате размола на дифрактограммах на месте максимумов кристаллического фуллера образовались широкие гало, свидетельствующие об разупорядочении (аморфизации). При термобарической обработке при 200 и 500<sup>0</sup> С сохраняется аморфный фуллерен, переходящий при 800<sup>0</sup>С в аморфный и при 1100<sup>0</sup> С – кристаллический графит. Аморфизация снижает температуру образования кристаллического графита, т.е. снижает устойчивость фуллерита к термобарическому воздействию, и препятствует полимеризации. В целом превращения в аморфном C<sub>70</sub> похожи на превращения в аморфном C<sub>60</sub> [2], но они происходят при несколько более высоких температурах.

*Работа выполнена с использованием научного оборудования «Исследовательский реактор ИР-8» НИЦ «Курчатовский институт».*

*Авторы благодарят за частичную материальную поддержку настоящего исследования: М.С.Блантер, П.А.Борисова и В.А.Соменков - РФФИ (проект № 16-02-00193а) , В.В.Бразжкин - РФФИ (проект № 14-22-00093) и П.А.Борисова и В.А.Соменков - РФФИ (проект № 16-12-10065) .*

1. Brazhkin V.V., Lyapin A.G. // J. Superhard Mat, 2012, Vol. 34, P.400-423.
2. Borisova P.A., Blanter M.S., Brazhkin V.V., Somenkov V.A., Filonenko V.P. // J. Phys. Chem. Solids, 2015, Vol. 83, P. 104–108.

# ФАЗОПОДОБНЫЕ НАНОСЕГРЕГАЦИИ НА ДИСЛОКАЦИЯХ И ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ФАЗ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ, ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ

Нечаев Ю.С., Филиппова В.П., Шурыгина Н.А., Сундеев Р.В., Томчук А.А.

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,  
ИМФМ им. Г.В. Курдюмова,  
[yuri1939@inbox.ru](mailto:yuri1939@inbox.ru)*

Работа посвящена определению и систематизации, в свете современных данных трехмерной атомно-зондовой томографии (ТАЗТ) и полевой ионной микроскопии (ПИМ), термодинамических и структурных характеристик фазоподобных наносегрегаций на дислокациях и границах зерен и фаз в металлических материалах, раскрытию атомных механизмов и развитию теоретических моделей влияния таких наносегрегаций на прочностные свойства и диффузионные процессы. Работа направлена на дальнейшее развитие физики дефектов решетки и фундаментальных основ для технологий наноструктурирования и разработок новых конструкционных материалов и покрытий, в частности, для «конструирования» оптимальных межзеренных и межфазных нанобластей.

Некоторые из поставленных «открытых» вопросов: 1) Изучение возможности двух состояний бора (отдельные атомы бора и ковалентные комплексы типа «молекул»  $\text{Fe}_3\text{B}$ ) в решетке интерметаллида  $\text{FeAl}$ , а также особенностей наносегрегаций бора на дислокациях, дефектах упаковки и антифазовых границах в интерметаллиде  $\text{FeAl}$ . Развитие теоретической модели, описывающей наблюдаемые аномалии, не отвечающие классической модели «атмосфер» Коттрелла, а также влияние таких наносегрегаций на прочностные свойства материала. 2) Изучение боридоподобных наносегрегаций на межфазных границах в трубных сталях X120. Развитие теоретической модели боридизации межфазных границ в материале. 3) Изучение (эксперимент и термодинамическая теория) возможности образования ковалентных комплексов («молекул») из атомов железа, углерода и октаэдрических вакансий (междоузлий) в решетках аустенита, феррита и мартенсита. 4) Изучение карбидоподобных наносегрегаций на дислокациях и границах зерен в сталях, в частности, в околошовной зоне при сварке магистральных труб большого диаметра. Анализ и интерпретация современных данных ТАЗТ. Развитие теоретической модели карбидизации дислокаций, описывающей наблюдаемые аномалии, не отвечающие классической модели «атмосфер» Коттрелла, а также влияние таких наносегрегаций на прочностные свойства материала и аномальное замедление диффузии углерода в материале, в частности, на процессы деформационного старения при формовке нефтегазопроводных труб большого диаметра. 5) Изучение «дислокационного» растворения цементита в деформированных мартенситных и перлитных сталях. Анализ и интерпретация современных данных ТАЗТ и ПИМ. Развитие теоретической модели растворения цементита вследствие протекания диффузионного процесса карбидизации «новых» дислокаций, образующихся при деформации материала в мартенситной или ферритной фазе, описывающей наблюдаемые аномалии растворимости и диффузии углерода в материале, в частности, фрагментацию крупных выделений цементита при получении изделий методами штамповки. 6) Изучение карбогидридоподобных наносегрегаций на дислокациях и границах зерен в сталях и их влияния на прочностные свойства, в частности, на водородное растрескивание листов трубной стали. 7) Изучение интерметаллидоподобных наносегрегаций железа и вакансий на дислокациях и границах зерен в алюминии и их влияния на прочностные свойства и диффузионные процессы. Развитие модели, описывающей наблюдаемые аномальные эффекты. 8) Изучение оксидоподобных наносегрегаций на субграницах (дислокациях) и гра-

ницах зерен в деформированном молибдене и их влияния на диффузионные процессы (в т.ч. на формирование так называемой зоны затрудненной рекристаллизации) и механические свойства материала. Модель наблюдаемой оксидизации границ зерен в молибдене и сплавах Nb-Al и др., являющейся дальнейшим развитием теории Вагнера-Лившица-Слезова внутреннего окисления металлических материалов.

*Проект РФФИ 17-08-00515.*

## **О ВОЗМОЖНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЖИДКОПОДОБНОГО СОСТОЯНИЯ В НАНО- И МИКРООБЛАСТЯХ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ**

**Нечаев Ю.С., Филиппова В.П., Шурыгина Н.А., Сундеев Р.В., Томчук А.А.**

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,  
ИМФМ им. Г.В. Курдюмова, Москва, Россия, [yuri1939@inbox.ru](mailto:yuri1939@inbox.ru)*

В свете известной дискуссии между Я.И. Френкелем и Л.Д. Ландау (о возможности низкотемпературного перехода кристаллических металлов в жидкое состояние), современных данных трехмерной атомно-зондовой томографии и полевой ионной микроскопии и ряда других экспериментальных и теоретических результатов рассматриваются некоторые физические аспекты структурно-фазовых изменений так называемых «неравновесных» границ зерен, образующихся при наноструктурировании металлических материалов посредством интенсивного «мегапластического» деформирования (ИМД), а также при сверхпластичном деформировании.

Проведено термодинамическое рассмотрение периодического («трехуровневого») изменения состояния «неравновесных» границах зерен от состояния I с пренебрежимо низкой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций (как для «равновесных» границ зерен) к состоянию II с предельно высокой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций, энергия которых близка к энергии плавления материала (переход I→II), с последующим переходом к жидкоподобному состоянию III (переход II→III, типа «плавления») и возвращению к исходному состоянию (переход III→I, типа «кристаллизации»). Рассмотрено стационарное распределение границ зерен в деформируемом материале по трём стационарным состояниям (I, II, III). Показано, что соответствующие (периодические) локальные изменения объема при данных переходах (особенно, при переходе III→I) могут обуславливать высокие локальные напряжения в областях границ зерен, отмеченные во многих работах. Последовательность (в цикле I→II→III→I...), периодичность и кинетика данных переходов, очевидно, связаны с проявлением различных аккомодационных процессов (механизмов), с ограниченной интенсивностью (потенциальной способностью или производительностью) аккомодации межзеренной структуры при «захвате» и/или «поглощении» границами зерен решеточных дислокаций и вакансий, что, в частности, может привести к «зубчатости» (или «волнистости») границ, по-видимому, отвечающей экстенсивному пути их «самоорганизации» при деформировании материала.

Такая модель позволяет количественно интерпретировать известные экспериментальные данные о высоких локальных напряжениях в областях границ зерен, об аномальном бимодальном («нано-микро») распределении зерен по размерам и об аномалиях диффузии и межзеренного растрескивания в металлических материалах, подвергнутых ИМД. Модель позволяет также интерпретировать известные экспериментальные данные о структуре и механических и физических свойствах ряда аморфных сплавов типа металл - металлоид, подвергнутых ИМД, и показывает возможность образования в таких сплавах жидкоподобных микрообластей (в аномально широких полосах скольжения) и «нанокристаллизации» этих областей.

## MICROSTRUCTURAL FACTOR IN PROPERTIES OF ZnO:In CERAMICS

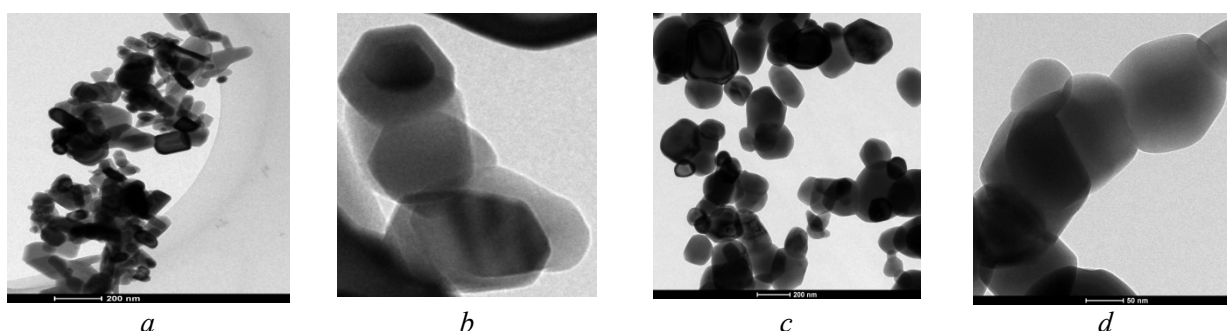
Muktepavela F<sup>1</sup>., Zabels R<sup>1</sup>., Gorokhova E.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Solid State Physics, University of Latvia, Riga Latvia*

<sup>2</sup>*Research and Technological Institute of Optical Materials All-Russia Scientific Center  
“S.I. Vavilov State Optical Institute” St. Petersburg, Russia*

Investigation of nanocrystalline ZnO crystals is of special interest because of their potential applications in lasers, light-emitting diodes, short-wavelength optoelectronics, sensors, spintronic etc. Recent studies have shown the possibilities of the ceramics to be used for sensors, as well as for scintillators in the case of optically transparent ceramics [1, 2]. However, obtaining ZnO ceramic with a high-quality structure is a challenge because largely the structure is determined by the initial stages of ZnO powders interaction and formation of the microstructure even using the hot pressing method for sintering [2]. During the grain growth stage point defects can be located within a substructure with slow self-diffusion low-angle boundaries. Taking into account the prospects for ZnO transparent ceramics to be used as a material for scintillatos, it is desirable that the intensity of photoluminescence (PL) exciton peak would be high and the decay of excited states is fast thus requiring complete absence or negligible defect-associated luminescence (“green”)

In this work we consider the influence of microstructural factors: shape and size of the original powders, faceting and the behaviour of grain boundaries (GBs) on the mechanical and optical properties of undoped and In-doped (0.13 wt.%) ZnO ceramics. Ceramics obtained by hot pressing at 1100 °C [1], have been investigated using nanoindentation, SEM, TEM and photoluminescence (PL) methods. The ratio value of defect to excitonic PL intensities ( $\alpha=I_{\text{def}}/I_{\text{exc}}$ ) was measured. A comparative analysis showed that doping with 0.13 wt.% In changes all properties of ZnO ceramics. Already at the initial stage of the powder mixing the In induced grain rounding occurs (Fig). Therefore, during sintering surface diffusion is taking place promoting the microstructure with the formation of large-angle GBs. In some areas of structure the grains shape differs greatly from that of undoped ceramics: zig-zag facet planes are visible. Failure of In-doped ceramics is transcristalline without pores and substructure. Hardness within grains is higher (7-4 GPa) than hardness of GBs (2.8GPa). Doping of In leads to defects elimination and decrease of PL parameter  $\alpha$  value to 0.03 from 0.07 for the undoped ceramic.



**Fig.** TEM images of powders initial state (a, b) undoped ZnO, (c, d) ZnO:0,13wt%In

Results are discussed in terms of Zn and In atom replacement processes on the polar planes and the transition processes of the position of [0 0 0 1]-tilt grain boundary in wurtzite structural materials from the zig-zag facet planes into the symmetric tilt grain. Such atomic structural variations of grain boundary changes from curved grain boundaries to flat shape occur due to decrease of total boundary energy during grain growth.

1. E. I. Gorokhova, P. Rodnij et al (2008) J. Opt. Technol. **75** 66–72
2. F. Muktepavela, V. Sursajeva, et al (2012) Mater.Sci.Eng. Conf Ser. **38** 012016
3. F. Muktepavela, L. Grigorjeva, et al (2015), Phys.Scr. 90 094018

## **СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Nb–Al ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ СХЕМАМ**

**Прохоров Д.В., Карпов М.И., Коржов В.П.**

*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия*  
[prohorov@issp.ac.ru](mailto:prohorov@issp.ac.ru)

В современной энергетике огромную роль играют газовые турбины. Они используются в качестве авиационных двигателей, энергетических установок, газоперекачивающих агрегатов, а также турбинных агрегатов в нефте- и газодобывающей промышленности на буровых вышках морских шельфов, где особое значение придаётся жаростойкости турбинных лопаток. Эффективность работы турбин определяется температурой газа перед её входом. Чем выше температура, тем выше тяга двигателя, выше КПД генераторов электрической энергии, меньше загрязнение окружающей среды оксидами углерода, азота и продуктами неполного сгорания топлива, меньше расход топлива на единицу получаемой мощности. Так в период с 1960 по 2010 годы температура газа на входе в турбину авиационных двигателей повысилась с 850–900 до 1650–1750°C. При этом удельный расход топлива уменьшился в 2 раза, тяга увеличилась в 5 раз, выбросы вредных примесей уменьшились в 2 раза.

Дальнейшее повышение рабочей температуры газа требует создание новых жаропрочных материалов с более высокими температурами плавления и, поэтому, способных работать при более высоких температурах и менее интенсивном охлаждении, а лучше и вовсе без охлаждения. Одними из главных претендентов являются сплавы на основе тугоплавких металлов и, в частности, ниобия.

Поэтому представленная работа посвящена расширению и углублению представлений о закономерностях структурообразования в зависимости от использования различных технологий приготовления сплавов на основе системы Nb–Al. В связи, с чем были разработаны лабораторные технологии получения жаропрочных сплавов на основе системы Nb–Al различными методами порошковой металлургии и создания многослойных материалов, представляющих собой чередующиеся слои твердого раствора на основе ниобия и слоев комплекса интерметаллидов ниобия с алюминием. Экспериментально установлено, что смешивание порошка ниобия с прекурсорами интерметаллических соединений и технология создания многослойных структур позволяет более точно регулировать структурно-фазовое состояние получаемых сплавов, благодаря которому возможно получать сплавы с меньшим содержанием выделений различных окислов.

В результате были получены новые обобщённые данные о влиянии фазового состава ниобий-алюминиевых сплавов на их физико-механические свойства и закономерности структурообразования Nb–Al сплавов в зависимости от основных параметров технологических процессов при их получении. А так же, экспериментальные результаты измерения прочности Nb–Al сплавов на изгиб при различных температурах и получены экспериментальные результаты оценки высокотемпературной скорости деформации ползучести полученных сплавов, упрочненных интерметаллидами алюминия.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

Аронин А.С., Матвеев Д.В., Першина Е.А., Абросимова Г.Е.

*Институт физики твердого тела РАН,  
Московская обл., Черноголовка, Россия, [aronin@issp.ac.ru](mailto:aronin@issp.ac.ru)*

Исследована эволюция структуры и свойств аморфной фазы при нагреве и деформации, приводящей к образованию наноструктуры в аморфных сплавах на основе алюминия систем Al–Ni–Y, Al–Y, Al–Ni–Gd, Al–Ni–La. Изучение структурных и фазовых превращений проводили методами рентгенографии, сканирующей, просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии. Деформация осуществлялась методами кручения под высоким давлением и многократной прокатки, а термообработка – путем нагрева с постоянной скоростью или при изотермической выдержке. Кристаллизация аморфных легких сплавов на основе Al всех исследуемых составов происходит с образованием нанокристаллов Al. Приведены данные по структуре и морфологии нанокристаллов, образующихся под действием деформации и термообработки. Проведено сравнительное изучение наноструктуры, после деформации и термообработки. Определены температуры начала кристаллизации и тепловые эффекты превращений, приводящих к нанокристаллизации, а также объемная доля нанокристаллов, образующихся при кристаллизации. Показано, что наименьшей термической стабильностью обладают сплавы системы Al–Ni–Y. При деформации первоначально нанокристаллы размером 5–15 нм образуются в зонах локализации пластической деформации: полосах сдвига и окружающей их матрице. Определены значения коэффициентов диффузии аморфной фазы, приводящих к нанокристаллизации при нагреве и деформации. Показано, что коэффициент диффузии в полосах сдвига при комнатной температуре на 5–6 порядков больше, чем в окружающей матрице. Исследована стабильность структуры деформированных аморфных сплавов при комнатной температуре. Рассмотрены возможности образования и роста нанокристаллов в деформированных областях аморфных сплавов после завершения процесса деформирования. Оценены диффузионные характеристики этих процессов. Измерена микротвердость сплавов в аморфном и нанокристаллическом состоянии. Показано, что твердость материалов коррелирует со степенью деформации и объемной долей нанокристаллов алюминия.

*Финансовая поддержка РФФИ (частично, проекты №№ 14-42-03566, 16-03-00505) с благодарностью подтверждается.*

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

*Институт физики твердого тела РАН,  
Московская обл., Черноголовка, Россия, [gea@issp.ac.ru](mailto:gea@issp.ac.ru)*

Рассмотрены особенности структуры композитных аморфно - нанокристаллических материалов, полученных контролируемой кристаллизацией аморфных сплавов. Исследована широкая группа сплавов на основе алюминия, никеля, циркония. Аморфно-

нанокристаллическая структура была получена методами термообработки и интенсивной пластической деформации. Проанализировано изменение химического состава и структуры аморфной матрицы в процессе первичной кристаллизации. Показано, что на первой стадии кристаллизации в аморфной матрице в зависимости от химического состава может происходить образование нанокристаллов или нанокристаллических выделений квазикристаллической фазы. Установлено, что после первичной кристаллизации структура состоит из нанокристаллов и аморфной фазы измененного состава, причем в ряде случаев при этом формируется аморфная фаза такого состава, который не может быть получен методом скоростной закалки расплава.

Образование нанокристаллов во время первичной кристаллизации при термообработке может происходить не во всех сплавах. Методами интенсивной пластической деформации (многократной прокаткой или кручением под давлением) можно создать нанокристаллическую структуру в тех материалах, в которых она не формируется при термообработке аморфной фазы. Композитные аморфно-нанокристаллические материалы могут содержать нанокристаллы одной или более фаз. Показано, что

- граница между нанокристаллами разных фаз в полностью закристаллизованном сплаве может иметь толщину до 20 нм;

- в процессе нанокристаллизации может происходить обратное мартенситное превращение, способствующее дополнительной фрагментации нанокристаллов и уменьшению их размера.

Установлено, что размер нанокристаллов, не содержащих дефекты, зависит как от состава сплава, так и от того, являются ли нанокристаллы однокомпонентными или многокомпонентными. Показано, что образование линейных дефектов в нанокристаллах начинается в приграничных областях.

*Финансовая поддержка РФФИ (частично, проекты №№ 14-42-03566, 16-03-00505) с благодарностью подтверждается.*

## **ОСОБЕННОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА $Al_{90}Y_{10}$ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**Першина Е.А., Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В.**

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская обл., Россия  
[pershina@issp.ac.ru](mailto:pershina@issp.ac.ru)*

Системы аморфных сплавов Al-RE и Al-Ni(Fe)-RE (RE – редкоземельный элемент) привлекают к себе внимание в основном как легкие и высокопрочные материалы. Изменение структуры таких материалов путем комбинации одновременно аморфной и нанокристаллической структур позволяет существенно повысить уровень механических характеристик таких сплавов.

Современным и перспективным способом создания такой композитной структуры, в том числе в аморфных алюминиевых сплавах, является интенсивная пластическая деформация (ИПД). Универсальность методов ИПД заключается в том, что с их помощью удастся создавать наноструктуру в сплавах, в которых ее не удастся создать другими методами. В то же время, механизм нанокристаллизации аморфных сплавов в процессе пластической деформации до сих пор обсуждается. В частности, открытым является вопрос о причине зарождения и роста кристаллов в деформируемом материале.

Для того чтобы понять, какой процесс играет решающую роль в процессе кристаллизации аморфного сплава при деформации: локальное возрастание температуры сплава или же значительное изменение свободного объема материала, - в данной работе исследо-

вался двойной аморфный сплав  $Al_{90}Y_{10}$ . Целью работы было оценить значение коэффициента диффузии Al в продеформированном и недеформированном материале и на основании этих оценок определить, достаточно ли увеличения свободного объема, который происходит за счет деформации сплава, для обеспечения процессов зарождения и роста нанокристаллов Al.

Для исходного сплава  $Al_{90}Y_{10}$  при помощи дифференциальной сканирующей калориметрии и метода Киссинджера были получены значения энергии активации. Энергия активации кристаллизации в деформированной матрице была оценена путем анализа структуры сплава после ИПД методом кручения под высоким давлением. Учитывая разницу этих значений и предполагая, что в процессе деформации разогрева не происходит, был рассчитан эффективный коэффициент диффузии Al при деформации двойного сплава  $Al_{90}Y_{10}$ . Полученное значение оказалось ниже, чем необходимое для образования нанокристаллов, наблюдаемых в эксперименте. На основании этого, выдвинуто предположение о том, что образование нанокристаллов в процессе деформации обусловлено как изменением структуры аморфной матрицы, так и повышением температуры материала. Согласно полученным в результате исследования данным рассчитанное значение величины такого разогрева для сплава  $Al_{90}Y_{10}$  составила около  $300^{\circ}C$ .

*Работа выполнена частично при финансовой поддержке РФФИ (проекты №№ 14-42-03566, 16-03-00505, 16-32-00786).*

## **FACETING AND MIGRATION OF DEFORMATION TWIN BOUNDARIES IN HCP METALS**

**Ostapovets A.**

*Central European Institute of Technology - Institute of Physics of Materials  
(CEITEC IPM), Academy of Sciences of the Czech Republic, Žižkova Brno, Czech Republic  
[ostapov@ipm.cz](mailto:ostapov@ipm.cz)*

Materials with hexagonal close packed structure (hcp) has significant plastic anisotropy in contrast to materials with cubic crystal structure. This anisotropy appears as difference in critical resolved shear stresses (CRSS) for basal and non-basal slip systems. For instance, ratio of basal/non-basal slip CRSS are in the range 1/48-1/96 for magnesium single crystals [1]. Due to presence of relatively hard slip systems twinning is important for plastic deformation of hcp metals. Variety of twinning modes can be activated during plastic deformation. The most common mode is twinning on  $\{10\bar{1}2\}$  plane. This mode accommodates tensile deformation along  $[0001]$  direction in magnesium and cobalt and contraction along the same direction in zinc.

The ideal twin is commonly imagined like lamellar shape object. Twin growth is accompanied by shear deformation. Twin boundaries lie along invariant plane for such deformation. However, the real twin is three-dimensional object, which is often terminated in bulk of material. The invariant plane law cannot be satisfied for all boundaries of the twin in this case. Twin boundaries have inclinations from ideal positions in this case. The one of ways to reach such inclinations is faceting of the boundaries. Recently, twin boundary faceting was widely discussed [2-5] in the literature. It was shown that facet formation is naturally connected to twin growth mechanisms. Besides, faceting can cause differences between real deformation produced by migration of faceted twin boundary and ideal twinning shear.

The aim of present work is to demonstrate the mechanisms of twin boundary faceting on the basis of computer simulations. Influence of the faceting on twin boundary migration and deformation accompanied by twin growth will be also discussed.



*Acknowledgement. Author is grateful for support from Czech Science Foundation (project 16-14599S).*

1. Hutchinson W.B., Barnett M.R. Scripta Mater. 63 (2010) 737
2. Ostapovets A., Gröger R. Model. Simul. Mater. Sci. Eng., 22 (2014) 025015
3. Ostapovets A., Buršik J., Gröger R. Philos. Mag. 95 (2015) 4106
4. Barrett C.D., El Kadiri H. Scripta Mater. 84-85 (2014) 15
5. Tu J., Zhang X.-Y., Ren Y., Sun Q. and Liu Q., Mater. Character., 106 (2015) 240

## **ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА ВБЛИЗИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Cu–Al**

**Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В.**

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия  
[koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)*

Границы зерен (ГЗ) играют важную роль в пластической деформации поликристаллов. От приграничных областей начинается зарождение и эволюция дислокационных субструктур (ДСС). Целью работы было изучение эволюции дислокационной структуры и ее параметров вблизи и вдали от границ зерен при деформации поликристаллических ГЦК сплавов системы Cu–Al со средним размером зерна 100 мкм. Дислокационная структура изучалась методом ПЭМ. Деформация сплавов осуществлялась растяжением образцов при комнатной температуре со скоростью  $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ .

Установлено, что в малоконцентрированных сплавах (до 5 ат.%Al) при небольших степенях деформации ( $\epsilon_{\text{ист}} = 0.05 \dots 0.10$ ) формируется клубковая и ячеистая ДСС. Размер ячеек вблизи границ зерен меньше, чем в теле зерен. В высококонцентрированных сплавах (более 10 ат.%Al) при  $\epsilon_{\text{ист}} = 0.05 \dots 0.10$  формируются сначала хаотически распределенные дислокации и дислокационные скопления, а затем сетчатая субструктура. Эта субструктура, прежде всего, формируется вблизи ГЗ. С развитием деформации в субструктуре возникают разориентировки и развивается микродвойникование. Эти процессы начинаются от ГЗ. Были измерены следующие параметры дислокационной структуры вблизи и вдали от границ зерен: скалярная плотность дислокаций, размер ячеек и ширина их стенок, плотность микродвойников, плотность микрополос и микротрещин, кривизна-кручение кристаллической решетки ( $\chi$ ). Изучено их изменение с расстоянием от границ зерен.

Установлено, что плотность дислокаций, величина  $\chi$  уменьшаются по мере удаления от границы зерна. Плотность микродвойников в сплавах Cu–10 ат.%Al и Cu–14 ат.%Al выше вблизи границ зерен. Анализ результатов показывает, что до расстояния 1-2 мкм от ГЗ существует упрочненная зона, в которой плотность дислокаций, кривизна-кручение кристаллической решетки, плотность микрополос и микротрещин выше, чем в теле зерна. Установлены размеры упрочненной зоны вблизи ГЗ, которая составляет 0,1 от площади зерна. Наличие упрочненной зоны необходимо учитывать в моделях упрочнения поликристаллических сплавов.

*Работа выполнена в рамках государственных заданий Минобрнауки России № 3.295.2014/к и № 461.*

# РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВЕ FeNi ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Томчук А.А.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2</sup>, Ростовцев Р.Н.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва, РФ;

<sup>2</sup> Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет МИСиС», Москва, РФ;

<sup>3</sup> Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Тульский государственный университет, Тула, РФ.  
[tomchuk-a@yandex.ru](mailto:tomchuk-a@yandex.ru)

Релаксационные процессы играют очень важную роль при осуществлении пластической деформации твердых тел [1]. В особой степени это относится к большим (мегапластическим) деформациям [2]. В работах [3,4] было убедительно показано, что условием осуществления мегапластической деформации является возникновение новых эффективных каналов релаксации упругой энергии.

Поскольку деформация под наковальнями Бриджмена проводится при постоянных значениях температуры и давления, удобной характеристикой степени отклонения от равновесного состояния деформированного сплава является удельная энергия Гиббса (химический потенциал). С целью измерения химического потенциала методом мгновенного фиксирования электродвижущей силы МФЭ, при температуре 295 К, были измерены значения ЭДС следующих гальванических элементов:

(-) Cu, FeNi (МПД) | Fe<sub>2</sub>(SO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> | FeNi (Исх), Cu (+)

(-) Cu, FeNi (МПД) | Ni(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub> | FeNi (Исх), Cu (+)

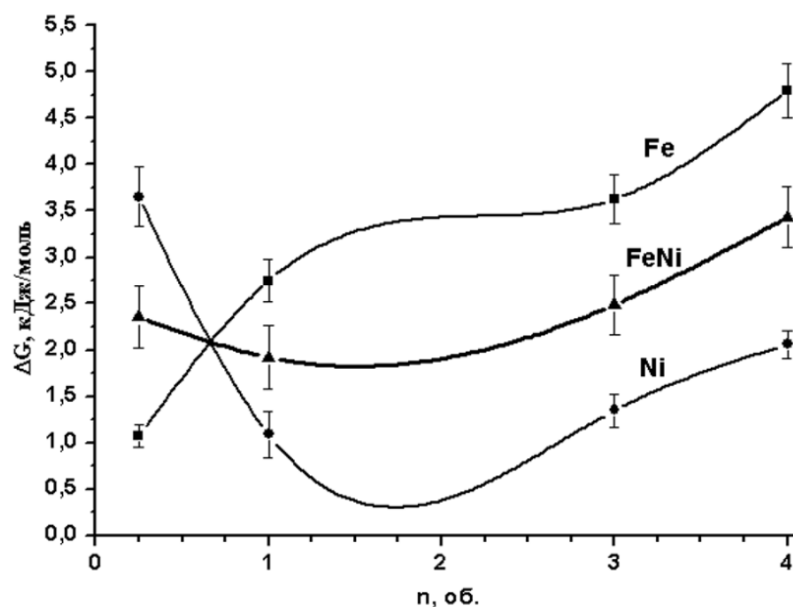


Рис.1. Химические потенциалы сплава 50Н и его компонентов

Как следует из графика на рис.1, изменение параметров  $\Delta\mu_i$  по мере роста деформации  $n$  оказалось разнонаправленным: значение  $\Delta\mu_{Fe}$  монотонно возрастает с увеличени-

ем  $n$ , а значение  $\Delta\mu_{Ni}$  сначала резко падает и затем при  $n > 2$  происходит рост, аналогичный поведению параметра  $\Delta\mu_{Fe}$ .

1. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. - М.: МИСиС, 1997. 525 с.
2. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. - М.: Металлургия, 1986. 311 с.
3. Glezer A.M., Sundeev R.V.// Mater. Lett. 2015. V.139. P. 455.
4. Глезер А.М.// УФН. 2012. Т. 182. № 5. С. 559.

## ANNEALING-INDUCED INDENTS RECOVERY AND DEWETTING IN THIN Au(Fe) BI-LAYER FILMS

**Kosinova A.<sup>1</sup>, Schwaiger R<sup>2</sup>, Klinger L.<sup>1</sup>, Rabkin E.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Department of Materials Engineering, Technion-Israel Institute of Technology,  
Haifa, Israel*

<sup>2</sup> *Karlsruhe Institute of Technology, Institute for Applied Materials,  
Karlsruhe, Germany*

A wide application of thin metal films in the microelectronics requires smooth and defect-free surfaces. Therefore, their thermal and mechanical stability are of great importance. Surface and interface defects can serve as additional nucleation sites for the holes and, thus, accelerate the dewetting process. On the other hand, they can add the fast diffusion paths in the near-surface region and, thus, accelerate the healing processes in the material.

In this study, we employed the depth-sensing nanoindentation method to produce ordered arrays of indents on the surface of 50 nm-thick Au(Fe) (48 nm thick Au film on a 2 nm thick Fe underlayer) films deposited on sapphire substrate. The arrays of nanoindents (array size 100×100 μm) were produced on the film surfaces with a Berkovich tip at applied loads of 0.1-0.4 mN. The samples were annealed in a forming gas flow (Ar + 10% H<sub>2</sub>) at 700 °C for different annealing times up to 24 h. After each treatment they were characterized by optical and atomic force microscopies.

The film annealing results in recovery of the indents produced at low loads of 0.2-0.1 mN, while at higher applied loads (0.4-0.3 mN) the hole nucleation at the indents is observed. This fact is due to the higher penetration depth for higher loads, which facilitates the indents to reach the substrate and to form a hole. Once the holes are formed, they grow laterally upon subsequent heat treatments without accumulation of material at the hole edges. We revealed that the probability of the hole formation increases with the distance between nanoindents as the mutual influence of individual indents weakens. The hole nucleation occurs preferentially at the edges of the array of nanoindents, which is due to the stress gradient between the indented area and the rest of unperturbed film.

The annealing-induced evolution of low-load indents is quite different. The film annealing results in recovery of indents, formation of hillocks at the locations of indents, followed by their dissipation and formation of nearby shallow depressions after subsequent anneals. We demonstrated quantitatively that the hillock formation at the indented site cannot be explained by surface diffusion alone. The observed behavior of low-loads indents upon heating was interpreted in terms of annihilation of the dislocation loops generated by the indenter, with concomitant formation of nanopores at the grain boundaries and their subsequent dissolution.

## ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ В СЛОЯХ СТУПЕНЧАТОГО МЕТАМОРФНОГО БУФЕРА

Алёшин А.Н., Бугаев А.С., Рубан О.А., Щетинин И.В.\*,  
Андреев Н.В.\*

*Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН,  
Москва, Россия,  
[a.n.aleshin@mail.ru](mailto:a.n.aleshin@mail.ru)*

*\*Национальный исследовательский технологический университет МИСиС,  
Москва, Россия*

В настоящей работе исследовалась многослойная тонкопленочная структура – метаморфный буфер (ММ-буфер). При послойном росте эпитаксиальных слоев ММ-буфера, используемого в гетероструктурах, создаваемых на монокристалльных подложках (001) GaAs, одновременно с ростом слоев происходит их структурная релаксация, заключающаяся в генерации дислокаций несоответствия в области межфазных границ и распространении прорастающих дислокаций в верхние слои буфера. Основным требованием к дизайну ММ-буфера является его способность предотвратить распространение прорастающих дислокаций в активные слои гетероструктуры, что достигается за счет создания верхнего бездефектного слоя. В отличие от однослойных гетероструктур, для которых в настоящее время имеется ряд феноменологических правил, позволяющих связать остаточные упругие деформации в одиночных слоях с их толщиной (что обусловлено относительной простотой механизма генерации дислокаций несоответствия), для многослойных тонкопленочных структур такие правила отсутствуют, что определяется в первую очередь наличием межфазных границ, которые контролируют процесс генерации дислокаций несоответствия.

Целью настоящей работы было получить пространственные распределения остаточных упругих деформаций в слоях ступенчатого ММ-буфера с различным пространственным шагом и разной толщиной бездефектного слоя. Были исследованы две гетероструктуры с толщинами слоев ММ-буфера, равных 100 и 200 нм. Слои ММ-буферов с составом  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  были выращены на подложках (001) GaAs. Исследование проводилось рентгенографическим методом построения карт обратного пространства с использованием трехосевого дифрактометра SmartLab 9kW. Микроструктура слоев была изучена методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием электронного микроскопа Jeol JEM-2100. Расчет остаточных деформаций в слоях исследованных буферов велся на основе линейной теории упругости. Показано, что остаточные деформации в нижних слоях буфера определяются как толщиной данного конкретного слоя, так и суммарной толщиной области, в которой протекает процесс структурной релаксации. Остаточная деформация бездефектного слоя определяется его толщиной и деформацией нижележащего буферного слоя. Установлено, что разница деформаций в бездефектном и прилегающему к нему слое определяется феноменологической константой  $k$ , равной 0,0035 нм, которая по своей величине близка величине аналогичной константы в однослойных гетероструктурах. Таким образом, в настоящей работе выявлены основные факторы, влияющие на деформационное поле в верхних слоях многослойной тонкопленочной системы.

**КАРБИДНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ *IN SITU*  $M_7C_3 - M_{23}C_6$   
В ЛИТОМ СПЛАВЕ Fe–Cr–Ni И НЕКРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ  
СИММЕТРИЯ ПРЕВРАЩЕНИЯ**

**Крапошин В.С.<sup>1</sup>, Талис А.Л.<sup>2</sup>, Кондратьев С.Ю.<sup>3</sup>, Анастасиади Г. П.<sup>3</sup>,  
Святышева Е.В.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,*

<sup>2</sup>*Институт элементоорганических соединений им. А.Н. Несмеянова РАН,*

<sup>3</sup>*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого*

[kraposhin@gmail.com](mailto:kraposhin@gmail.com)

Исследованы микроструктура и фазовый состав жаропрочного сплава на основе системы Fe–Cr–Ni (0.45C–25Cr–35Ni) в литом состоянии и после выдержки при 1150°C длительностью 2–100 ч. После 2 ч высокотемпературной выдержки наблюдается фрагментирование кристаллической структуры первичных карбидов  $M_7C_3$  на домены размером  $\sim 500$  нм с частичным переходом в карбид  $M_{23}C_6$ . После 100 ч выдержки происходит полный переход гексагонального карбида  $M_7C_3$  в карбид  $M_{23}C_6$  с гранцентрированной кубической решеткой [1]. Тонкая структуры частицы карбида  $M_7C_3$  образована периодическим набором плоско-параллельных дефектов, аналогично частицам  $Fe_7C_3$ , образовавшимся при кристаллизации аморфной пленки  $Fe_{75}C_{25}$  [2]. Механизм трансформации «in situ» кристаллической структуры карбида от  $M_7C_3$  к  $M_{23}C_6$  с изменением координационного числа углерода (от 6 к 8) объяснен в рамках ранее разработанной комбинаторной модели полиморфных переходов в металлах [3]. Координационные полиэдры в рамках предлагаемого описания превращений рассматриваются как комбинаторные структуры, а их симметрия описывается как симметрия перестановок номеров вершин полиэдров. Симметричными основами этой модели являются проективные линейные группы  $PSL(2,p)$ , где порядок поля Галуа  $p=3, 7, 11$ . Эти группы однозначно выделяют: тетраэдр, 7-вершинный тетраблок, 11-вершинное объединение двух тетраблоков в спираль (структурную единицу жидкостей и стекол согласно [4]) и переброску диагоналей в ромбе из двух треугольных граней соседних тетраэдров. Присутствие плоских дефектов в кристалле первичного карбида  $M_7C_3$  обусловлено строением исходного расплава модификаций карбида. Комбинаторно-допустимые перестановки вершин ограниченного набора координационных полиэдров, описывают полиморфные превращения в металлах, затвердевания-плавления кристаллов, образования из расплава металлических стекол и структурной релаксации в стеклах вблизи температуры стеклования. Переброска диагоналей в ромбе рассматривается в качестве единичного акта любого структурного превращения. Модель перестановок вершин описывает также наблюдающуюся в [2] цепочку кооперативных превращений аморфная фаза  $Fe_{75}C_{25} - Fe_7C_3 - Fe_5C_2 - Fe_3C$  с неизменным координационным числом атома углерода.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 14-02-00079.*

1. S. Yu. Kondrat'ev, V. S. Kraposhin, G. P. Anastasiadi, A. L. Talis: Experimental observation and crystallographic description of  $M_7C_3$  carbide transformation in Fe–Cr–Ni–C HP type alloy, *Acta Materialia* 100 (2015) 275–281.
2. E. Bauer-Grosse, C. Frantz, G. Le Caer, N. Heiman: Formation of  $Fe_7C_3$  and  $Fe_5C_2$  type metastable carbides during the crystallization of an amorphous  $Fe_{75}C_{25}$  alloy, *Journal of Non-Crystalline Solids* 44 (1981) 277-286.

3. Talis A., Kraposhin V. Finite noncrystallographic groups, 11-vertex equi-edged triangulated clusters and polymorphic transformations in metals: Acta Cryst. A70 (2014) 616-625.
4. В.С. Крапошин, А.Л. Талис: Симметричные основы полимерной модели плотноупакованных металлических жидкостей и стекол//Расплавы, 2016. №2. С.85- 98.

## СПАРЕННОСТЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ И МИГРАЦИИ ГРАНИЦ: ФЕНОМЕНОЛОГИЯ И МЕХАНИЗМЫ

Шейх-Али А.Д.

ТОО «Институт реотехнологий», г. Алматы, Казахстан,  
[askarfl@yahoo.com](mailto:askarfl@yahoo.com)

Процесс зернограничного проскальзывания (ЗГП) нередко сопровождается миграцией границы. Одновременность действия этих процессов часто интерпретируется как их спаренность. Однако, на самом деле, далеко не все случаи совместного действия ЗГП и миграции границы, являются спаренным действием этих процессов. В настоящей работе рассмотрены различные случаи миграции границ в металлических бикристаллах, стимулированные действием ЗГП. Приведена классификация совместного действия ЗГП и миграции границ зерен. Рассмотрены возможные механизмы взаимодействия этих процессов.

## НОВЫЙ ПОДХОД К АНАЛИЗУ ДИНАМИКИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ НАНОЛАМИНАТНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ.

Вахрушев В. О.<sup>1,2</sup>, Ковалев А. И.<sup>1</sup>, Вайнштейн Д. Л.<sup>1</sup>, Пентегов С. А.<sup>3</sup>

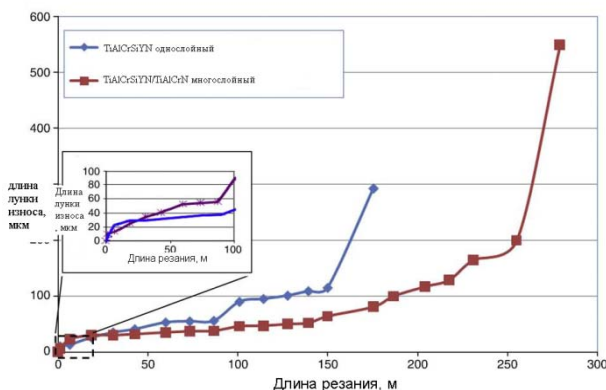
<sup>1</sup>НТВП «Поверхность» ООО, Москва, РФ;  
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», РФ

<sup>2</sup> МТУ «МИРЭА» Москва, РФ

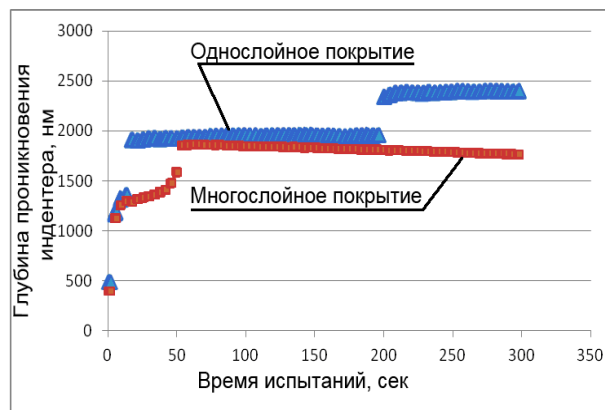
<sup>3</sup>НИТУ «МИСиС», Москва, РФ  
[gareq1211@gmail.com](mailto:gareq1211@gmail.com)

В докладе представлены результаты сравнительных испытаний однослойного (TiAlCrSiY)N и многослойного (TiAlCrSiY)N/(TiAlCr)N износостойких ионно-плазменных покрытий на режущем инструменте на стадии приработки в условиях высокоскоростного сухого резания (Рис. 1). Для детального изучения закономерностей накопления повреждений на стадии приработки применили испытание циклическим наноиндентированием, детально описанном в [1]. Получены временные характеристики сопротивления покрытий малоциклового усталости (Рис. 2). При фрактальном анализе этих данных установлены феноменологические особенности повреждаемости покрытий на ранней стадии износа. Анализ включал в себя определение параметра Херста [2], быстрое преобразование Фурье и корреляционный анализ по Пирсону. Найдены сходственные и отличительные признаки микромеханизма разрушения многослойных и однослойных покрытий. С помощью растровой электронной микроскопии исследованы отличия в характере разрушения однослойного и многослойного покрытия. Для ранней стадии малоциклового

усталости проведен сравнительный анализ закономерностей накопления повреждений износостойких покрытий с идеально хрупким материалом (монокристалл кремния). Установлено, что в многослойном покрытии  $(\text{TiAlCrSiY})\text{N}/(\text{TiAlCr})\text{N}$ , в отличие от однослойного  $(\text{TiAlCrSiY})\text{N}$ , зарождение и распространение микротрещин сопровождается актами микропластической деформации, обеспечивая большой запас вязкости разрушения и, соответственно, уменьшая скорость износа на начальной стадии работы инструмента.



**Рис. 1.** Зависимость ширины лунки износа от пути резания.



**Рис. 2.** Кривые усталости при микро-ударных циклических испытаниях.

1. Ковалев А.И., Рашковский А.Ю., Fox-Rabinovich G.S., Veldhuis S. Физикохимия поверхности и защита материалов, 2016, том 52, № 3, с. 315-323
2. Кириллов Д.С., Короб О.В., Митин Н. А., Орлов Ю. Н., Плешаков Р.В. Распределения показателя Херста нестационарного маркированного временного ряда // Препринты ИПМ им. М.В.Келдыша. 2013. No 11. 16 с

## ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНОЙ АТМОСФЕРЫ НА ДЕФОРМАЦИЮ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Ключник П. А., Петухов Б. В.

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова  
ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия,  
[fandosmail@gmail.com](mailto:fandosmail@gmail.com)*

Произведено обобщение теории Александра-Хаазена, описывающей кинетику деформации кристаллов кремния, на случай примесных кристаллов. Рассчитана кинетика деформации примесного образца в широком диапазоне параметров, охватывающем случаи частичного и полного увлечения примесей движущимися дислокациями. Развиваемая модель, несмотря на свою простоту, удовлетворительно описывает качественное видоизменение деформационных кривых примесных кристаллов кремния в зависимости от концентрации примесей и других материальных параметров. В работе проанализировано проявление отрицательной скоростной зависимости предела текучести, наблюдаемой в натурных экспериментах.

## ОБРАЗОВАНИЕ И РОСТ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПРОСЛОЕК ( $\beta\text{Ti}$ ) В СПЛАВАХ ВТ6 В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ( $\alpha+\beta$ )

Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Тимонина А.В., Страумал А.Б.,  
Сурсаева В.Г.

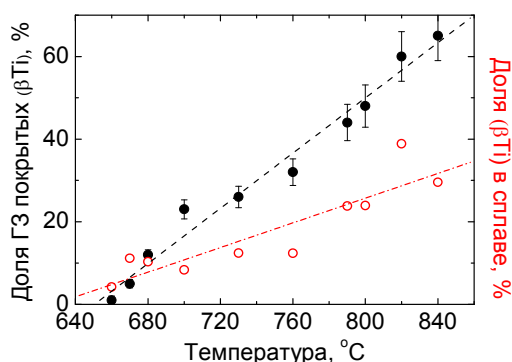
*Институт физики твердого тела, Черноголовка, РАН Россия*  
[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Образование зернограничных (ЗГ) прослоек второй фазы сильно влияет на механические свойства многофазных материалов и, в частности, сплавов на основе титана, которые часто подвергаются закалке и старению для достижения высокой механической прочности.

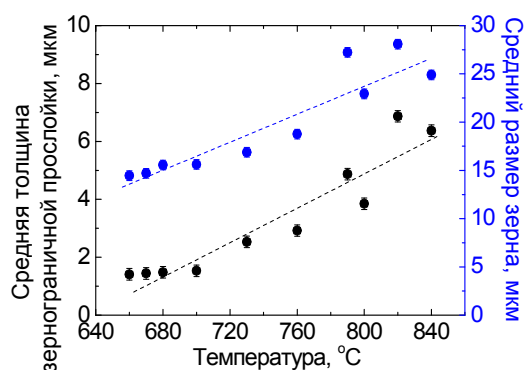
В данной работе исследовалось влияние параметров отжига на морфологию ( $\beta\text{Ti}$ )-фазы на границах зерен ( $\alpha\text{Ti}$ )/( $\alpha\text{Ti}$ ) в двухфазной области ( $\alpha+\beta$ ) фазовой диаграммы  $\text{Ti-V-Al}$ .

Исследования проводились на сплаве  $\text{Ti-3,9вес.\%V-6,2вес.\%Al}$  (пруток  $\varnothing 25$  мм). Последующие тесты показали структурную и химическую однородность прутка. Сплав был разрезан на образцы толщиной 5 мм, которые затем шлифовались, запаивались в кварцевые ампулы и отжигались в вакууме при остаточном давлении  $4 \cdot 10^{-4}$  Па. Отжиги производились в температурном интервале от 660 до 840°C, продолжительность отжигов составила от 672 до 840 часов. После закалки в воде, образцы шлифовались, полировались механически и травились в 1 % водном растворе HF для выявления микроструктуры. Количественный анализ характера распределения ( $\beta\text{Ti}$ ) в микроструктуре после отжига проводился на сериях изображений микроструктуры, полученных для каждого из отожженных образцов.

Доля границ зерен в ( $\alpha\text{Ti}$ ) полностью покрытых слоем ( $\beta\text{Ti}$ ) представлена на рис. 1, здесь же показана доля ( $\beta\text{Ti}$ ) в отожженных сплавах. Видно, что доля ЗГ покрытых сплошным слоем ( $\beta\text{Ti}$ ) растет значительно быстрее, чем доля ( $\beta\text{Ti}$ ) в отожженном сплаве. Следует отметить, что ниже температуры приблизительно 650°C все ЗГ в ( $\alpha\text{Ti}$ ) свободны от сплошного слоя ( $\beta\text{Ti}$ ). Рис. 2 показывает линейный рост среднего размера зерна и средней толщины зернограничной прослойки с ростом температуры.



**Рис. 1.** Температурные зависимости: доли ГЗ полностью покрытых ( $\beta\text{Ti}$ ) фазой и доли ( $\beta\text{Ti}$ ) фазы в сплаве ВТ6.



**Рис. 2.** Температурные зависимости: средней толщины зернограничной прослойки и среднего размера зерна в сплаве ВТ6.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 16-03-00285).*



## МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Матюнин В.М., Терентьев Е.В., Марченков А.Ю., Гончаров А.Л.

НИУ «МЭИ», Москва, Россия, [MatyuninVM@mpei.ru](mailto:MatyuninVM@mpei.ru)

Мартенситное превращение в аустенитной стали при деформировании индентированием в области упругопластической деформации представляет большой научно-технический интерес для специалистов в области металловедения и механических свойств материалов. Это объясняется тем, что в процессе внедрения индентора после перехода упругой деформации в упругопластическую металл получает наклеп в условиях сложного напряженно-деформированного состояния, что может стимулировать структурно-фазовые превращения. Поэтому на какой-то стадии нагружения будет происходить деформирование металла с измененной структурой, обладающей другими физико-механическими свойствами по сравнению с исходной. Убедительным примером последствий такого превращения с образованием мартенсита деформации является несоблюдение уравнения Е. Мейера, устанавливающего степенную зависимость нагрузки вдавливания от диаметра отпечатка, которая лежит в основе некоторых методик определения механических свойств металла по твердости.

В настоящей работе авторы провели исследования кинетики мартенситного превращения в стали ДИ-59 (10X13Г12С2Н2Д2Б) при вдавливании сферического индентора до разных значений отношения диаметра отпечатка  $d$  к диаметру индентора  $D$ . Исследование металла выполнялось методом просвечивающей электронной микроскопии. На рис. 1 показана микроструктура исследуемой стали в исходном состоянии (*а*) и после деформирования индентором до  $d/D = 0,66$  (*б*, *в*).

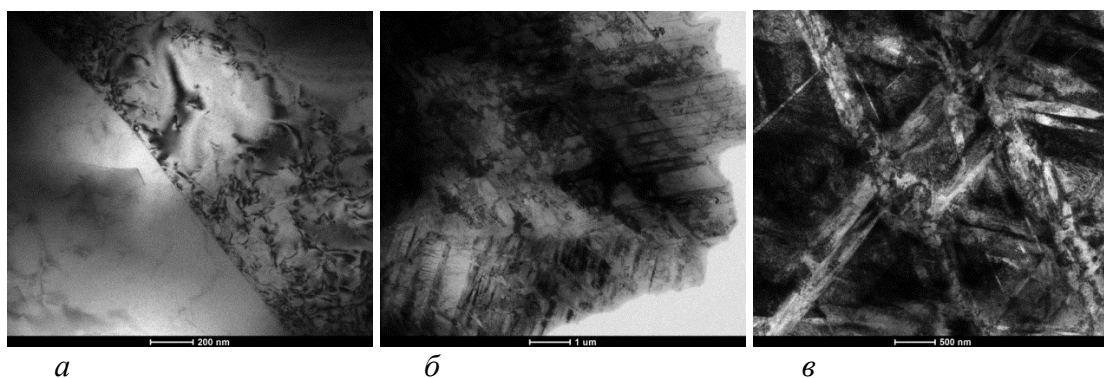


Рис. 1. Микроструктура исследуемого металла: недеформированный металл, 25 000х (*а*); деформированный металл 6300х (*б*), 12 500х (*в*)

В деформированном металле отчетливо видна речная структура образовавшегося мартенсита. Кристаллы мартенсита ориентированы друг относительно друга под углами 60 и 120°, что характерно для мартенситного превращения. По мере увеличения  $d/D$  повышается намагниченность стали, что также свидетельствует об интенсификации  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения с образованием мартенсита в аустенитной стали. Таким образом, мартенситное превращение при индентировании аустенитной стали следует учитывать не только при исследовании механических свойств и способности к деформационному упрочнению, но и при поиске связей характеристик прочности и пластичности с твердостью.

*Исследование выполнено во ФГБОУ ВО НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда (проект № 15-19-00166).*

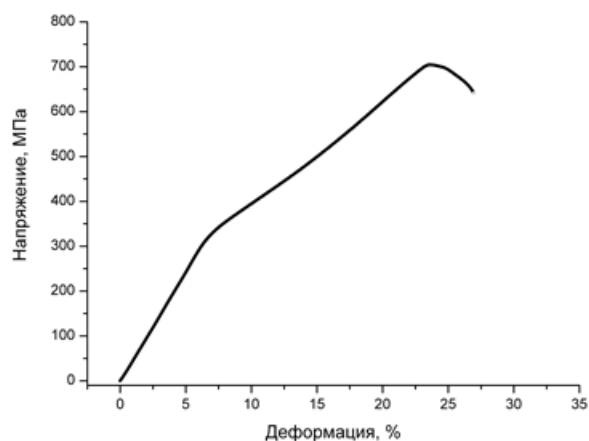
Пацелов А. М.

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
patselov@imp.uran.ru*

В композитах с чередованием слоев Ti–Al<sub>3</sub>Ti, получаемых реакционным спеканием титановых и алюминиевых фольг, любые оксиды, накапливающиеся на фронте интерметаллической реакции, образуют протяженную тонкую область в центре слоя формирующейся интерметаллической фазы Al<sub>3</sub>Ti. Это может быть слабым звеном в микроструктуре слоистого композита. Самый простой способ повлиять на это – оставить часть непрореагировавшего алюминия в качестве пластичной прослойки между твердыми слоями формирующейся интерметаллической фазы [1]. Осуществить это можно путем прерывания интерметаллической реакции в процессе реакционного спекания. Однако сама оксидная прослойка при этом остается в структуре.

В недавно опубликованной работе [2] была предпринята попытка увеличить количество оксидной фазы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> путем введения ее в слоистую структуру в виде волокон, ориентированных во взаимно перпендикулярных направлениях по отношению друг к другу через разделяющие их слои алюминия. Судя по полученным результатам, трещиностойкость таких композитов осталась на прежнем уровне и сопоставима с нашими результатами, опубликованными в [1]. В связи с этим, представляет интерес другой путь изменения прочностных свойств таких слоистых композиционных материалов, а именно, через уменьшение оксидной прослойки. В данной работе получены первые результаты для композитов Ti–Al<sub>3</sub>Ti, с прослойкой триалюминида титана размером около 25–30 мкм, составляющей 3 об.% в структуре образца (рис. 1).

Представлено также сопоставление прочностных свойств при сжатии для образцов с другим объемным содержанием интерметаллидной фазы, синтезированных также методом реакционного спекания металлических фольг.



**Рис.1.** Типичная диаграмма для образца с 3 об.% Al<sub>3</sub>Ti, нагруженного вдоль слоев

*Электронно-микроскопические исследования выполнены в ЦКП отдела электронной микроскопии ИФМ УрО РАН. Измерения механических свойств выполнены на установке Shimadzu AG-X 50kN.*

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема "Деформация", № 01201463327).*

1. A.M. Patselov, S.V. Gladkovskii, RD. Lavrikov, I.S. Kamantsev "Fracture Toughness of Ti–Al<sub>3</sub>Ti–Al–Al<sub>3</sub>Ti Laminate Composites under Static and Cyclic Loading Conditions", Russian Metallurgy (Metally), 2015. 10. 811-815.
2. Kenneth S. Vecchio, Fengchun Jiang " Fracture toughness of Ceramic-Fiber-Reinforced
3. Metallic-Intermetallic-Laminate (CFR-MIL) composites", Materials Science & Engineering, 2016. A649. 407–416.

# РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ И ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЙ МЕДЬ-ТИТАН, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Пацелов А. М.<sup>1</sup>, Гринберг Б.А.<sup>1</sup>, Слаутин О.В.<sup>2</sup>,  
Иноземцев А.В.<sup>1</sup>, Пушкин М.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
[patselov@imp.uran.ru](mailto:patselov@imp.uran.ru)

<sup>2</sup>Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

Работа посвящена выявлению фазовых превращений, происходящих при сварке взрывом биметаллического соединения медь - титан вблизи поверхности раздела, а также при последующей термообработке. Полученные ранее результаты [1], основанные на рентгеноструктурных данных со шлифов поперечного сечения образцов, свидетельствовали (помимо фаз Cu и Ti) лишь о наличии интерметаллической фазы Cu<sub>3</sub>Ti. Исследования фольг в просвечивающем электронном микроскопе позволили дополнительно выявить наличие фазы Cu<sub>4</sub>Ti. В данной работе для рентгеновских съемок использовали образцы продольного сечения, полученные путем последовательного сошлифовывания слоев меди вблизи переходной зоны. Присутствие отражений от фаз Cu<sub>3</sub>Ti и Cu<sub>4</sub>Ti на дифрактограмме хорошо видно. Однако, при подгонке профилей дифракционных отражений, наилучший результат по совпадению расчетной и экспериментальной дифрактограмм достигался при добавлении в расчетную дифрактограмму пиков от интерметаллической фазы CuTi.

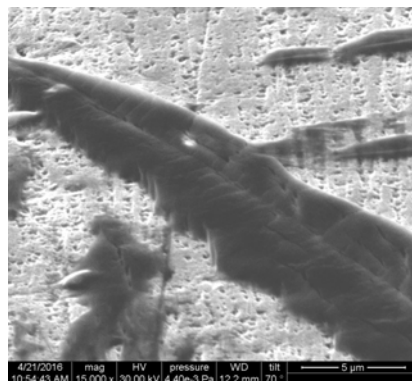


Рис. 1. Дифрактограмма переходной зоны

Рис. 2. СЭМ изображение двойников

В результате последующего часового нагрева данного образца при 500 °С, мы фиксируем (рис. 1) уменьшение интенсивности рентгеновских пиков фазы Cu<sub>3</sub>Ti, рост пиков от фазы Cu<sub>4</sub>Ti и появление пиков интерметаллического соединения Ti<sub>2</sub>Cu<sub>3</sub>. Кроме того, при электронно-микроскопических исследованиях термообработанного шлифа, были обнаружены участки структуры переходной зоны, напоминающие двойники, по-видимому деформационного происхождения (рис. 2).

*Электронно-микроскопические исследования выполнены в ЦКП отдела электронной микроскопии ИФМ УрО РАН.*

*Работа выполнена за счет средств Российского научного фонда (проект № 14-29-00158).*

1. Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин, М.С. Пушкин, А.В. Иноземцев, В.О. Харламов. Интерметаллические реакции при сварке взрывом (Cu-Ti). // Известия ВолГТУ. Серия "Сварка взрывом и свойства сварных соединений". 2015, №10 (170), С. 32-37.

## РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С УГЛОВЫМИ ШВАМИ

Шрон Л.Б., Братан С.М., Богуцкий В.Б.

Севастополь, Россия, Севастопольский государственный университет,  
[shronlb@mail.ru](mailto:shronlb@mail.ru)

Эффективность применения сварных конструкций, особенно из материалов повышенной и высокой прочности, в значительной степени ограничивается из-за недостаточной способности сварных соединений сопротивляться образованию трещин в зонах концентрации напряжений при работе в условиях переменных нагрузок, коррозионного воздействия среды, низких или высоких температур. Для расчета таких конструкций на прочность при переменных нагрузках необходимо располагать характеристиками сопротивления усталости натуральных сварных элементов. Получение таких данных из эксперимента связано с большими материальными затратами, а иногда и практически невозможно.

В этой связи актуальной задачей является создание расчетной методики, позволяющей по результатам испытаний стандартных образцов или маломасштабных моделей оценивать сопротивление усталости крупногабаритных сварных узлов.

Исследование зоны зарождения усталостных трещин показало, что геометрические параметры концентратора оказывают существенное влияние на концентрацию напряжений. С помощью метода фотоупругости проведены исследования, позволяющие установить зависимость коэффициентов концентрации и градиентов напряжений от геометрических параметров угловых швов и размеров тавровых и нахлестанных сварных соединений [1].

В сварных соединениях величины радиусов и углов в зоне сопряжения поверхности углового шва с основным металлом вдоль фронта шва изменяются в широких пределах. В то же время, как показано в работе [2], зависят от способа и режимов сварки.

Располагая данными о величинах коэффициентов концентрации и градиентов напряжений можно для расчета сопротивления усталости сварных соединений использовать статистическую теорию подобия усталостного разрушения в трактовке В.П. Когаева [3]. Она может быть рекомендована только в том случае, если сварные соединения прошли термическую обработку и не имеют ярко выраженной механической неоднородности и существенных остаточных напряжений. Критерий подобия, предлагаемый Когаевым В.П., получен из условий постоянства коэффициентов концентрации и градиентов напряжений вдоль линии развития усталостной трещины. Для реальных сварных соединений в расчет закладывали минимальные либо средние значения радиусов и максимальные значения углов в зоне перехода шва к основному металлу.

Сопоставление экспериментальных и расчетных значений сопротивления усталости показало, что погрешность не превышала 23%.

1. Бакши О.А., Зайцев Н.Л., Шрон Л.Б. Исследование влияния геометрии угловых швов на коэффициенты концентрации и градиенты напряжений в тавровых соединениях //Сварочное производство, 1982, №8, с.3-5
2. Шрон Л.Б., Богуцкий В.Б., Шрон Б.Л., Богуцкий В.В. Исследование распределения углов и радиусов перехода шва к основному металлу в стыковых сварных соединениях// Вісник Чернігівського державного технологічного університету. Збірник наукових праць. Серія "Технічні науки" №3 (59) Чернігов, 2012 Стр.89-93
3. Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях переменных во времени.-М.: Машиностроение, 1977.-232 с.

## ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ СТАЛИ

Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>2</sup>,  
Гальченко Н.К.<sup>1</sup>

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

[galinazg@yandex.ru](mailto:galinazg@yandex.ru)

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

На поликристаллах высокоазотистой аустенитной стали Fe–19Cr–22Mn–1,5V–0,6N–0,2C (мас. %) изучали влияние продолжительности насыщения водородом на механизмы деформации, стадийность пластического течения, деформационное упрочнение и характер разрушения. Электролитическое насыщение образцов водородом осуществляли в одно-нормальном растворе серной кислоты с добавлением тиомочевины  $\text{CH}_4\text{N}_2\text{S}$  при комнатной температуре, плотности тока  $50 \text{ мА/см}^2$ , продолжительности ( $t_{\text{навод}}$ ) 2, 10 и 40 часов. Механические испытания методом одноосного растяжения проводили при комнатной температуре со скоростью  $5,6 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

Электронно-микроскопические исследования показали, что в исходном состоянии с ранних степеней деформации пластическое течение определяется скольжением и образованием дефектов упаковки и микродвойников деформации. Кривая течения развивается в одну линейную стадию с пределом текучести  $\sigma_{0,2} = 590 \text{ МПа}$ , пределом прочности  $\sigma_B = 1080 \text{ МПа}$  и удлинением  $\epsilon = 20 \%$ .

Легирование водородом, за счет понижения энергии дефекта упаковки аустенита, способствует развитию механического двойникования с начала пластического течения. Увеличение продолжительности насыщения водородом сопровождается снижением удлинения образцов исследуемой стали до 17 % ( $t_{\text{навод}} = 2 \text{ ч.}$ ), 14 % ( $t_{\text{навод}} = 10 \text{ ч.}$ ) и 11% ( $t_{\text{навод}} = 40 \text{ ч.}$ ) по сравнению с исходным состоянием. После наводороживания характер кривых течения изменяется слабо. Экспериментально обнаружено уменьшение значений предела текучести исследуемой стали до 570 МПа ( $t_{\text{навод}} = 2 \text{ ч.}$ ), 560 МПа ( $t_{\text{навод}} = 10 \text{ ч.}$ ), 560 МПа ( $t_{\text{навод}} = 40 \text{ ч.}$ ) и предела прочности до  $\sigma_B = 990 \text{ МПа}$  ( $t_{\text{навод}} = 2 \text{ ч.}$ ), 840 МПа ( $t_{\text{навод}} = 10 \text{ ч.}$ ) и 900 МПа ( $t_{\text{навод}} = 40 \text{ ч.}$ ). Значения коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta = d\sigma/d\epsilon$  с увеличением  $t_{\text{навод}}$  до 10 ч. не изменяются (2800 МПа), а после  $t_{\text{навод}} = 40 \text{ ч.}$  наблюдали повышение коэффициента  $\Theta$  до 3140 МПа.

В результате наводороживания на поверхности стали формируется хрупкий поверхностный слой, толщина которого возрастает при увеличении продолжительности насыщения до 1.5 мкм, 3.5 мкм и 6 мкм после  $t_{\text{навод}} = 2, 10$  и 40 ч. соответственно. Поверхностный слой разрушается хрупко сколом с самого начала деформирования и обуславливает снижение удлинения и уменьшение предела прочности образцов. Установлено, что легирование водородом приводит к смене характера разрушения исследуемой стали от преимущественно интеркристаллитного к преимущественно транскристаллитному.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке стипендии Президента РФ (СП-160.2016.1). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).*

## ОСОБЕННОСТИ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И ОТЖИГОВ

Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>1</sup>,  
Найденкин Е.В.<sup>1</sup>, Одесский П.Д.<sup>2</sup>, Добаткин С.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия,  
[galinazg@yandex.ru](mailto:galinazg@yandex.ru)

<sup>2</sup>ЦНИИ строительных конструкций, Москва

<sup>3</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

В работе исследовали структуру и микротвердость стали 06МБФ, подвергнутой кручению под высоким давлением (КВД) и последующим отжигам в интервале температур 400÷700 °С (1ч.). КВД проводили при давлении 4-5 ГПа при комнатной температуре на пять полных оборотов. Для деформации использовали стальные заготовки в трех исходных состояниях: после закалки (920 °С, 30 мин. в воду) и высокого отпуска (670 °С, 1 ч) образцы имели структуру феррита (I), после нормализации (920 °С, 30 мин.) – феррито-бейнитную структуру (II) и после закалки (от 920 °С, 30 мин. в воду) – структуру мартенсита самоотпуска (III).

Методом КВД в стали были сформированы ультрамелкозернистые (УМЗ) состояния со средним размером структурных элементов ( $d$ ): 100±60 нм (I), 91±57 нм (II), 98±72 нм (III). При близких значения величин  $d$  наиболее вероятный размер (суб)зерна после КВД существенно зависит от исходного состояния стали: 89 нм (I), 74 нм (II) и 55 нм (III). Сформированные состояния обладают высокими значениями микротвердости ( $H\mu$ ) на середине радиуса диска ( $r/2$ ): 6 ГПа (I), 7 ГПа (II) и 8 ГПа (III) и характеризуются различной степенью неоднородности микротвердости по диаметру образца  $K = H\mu(r/2)/H\mu(\text{центр диска})$ : 1,7 (I), 1,4 (II), 1,2 (III). Следовательно, эффективность измельчения структуры и однородность распределения микротвердости по заготовке выше в случае кручения стали в состоянии III (после закалки), что обусловлено высокой дисперсностью исходной микроструктуры и частиц и исходно высокой долей большеугловых границ зерен.

Термическая стабильность сформированных УМЗ структурных состояний составляет 500 °С для состояния I и 400 °С для состояний II и III, то есть зависит от исходного состояния и режима деформации стали. Экспериментально обнаружено повышение микротвердости стали в состояниях I и II, подвергнутой КВД, при отжиге в интервале термической стабильности: до 6,4 ГПа (I) после отжига при 500 °С и до 7,3 ГПа (II) после отжига при 400 °С. Такое увеличение микротвердости сопровождается возвратом, релаксацией внутренних напряжений, ростом доли большеугловых границ зерен при сохранении  $d$  и увеличением вклада от дисперсионного твердения. После отжигов выше границы термической стабильности происходит увеличение размера зерна, рост дисперсных частиц, что сопровождается уменьшением микротвердости стали. Оценки энергии активации роста зерна при отжиге выше границы термической стабильности структуры показали, что этот параметр также существенным образом зависит от исходного состояния стали: 520 кДж/моль (I), 420 кДж/моль (II), 550 кДж/моль (III). Это обусловлено формированием различного уровня внутренних напряжений, долей большеугловых границ, размеров элементов структуры и распределения дисперсных частиц после КВД в стали, подвергнутой различным исходным обработкам.

*Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект III.23.2.2.).*

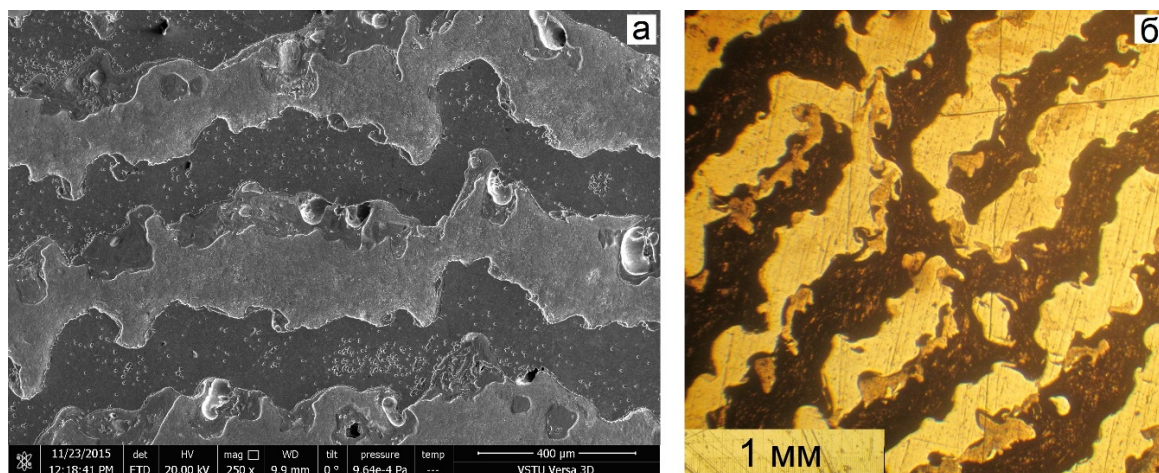
# РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Пушкин М.С.<sup>1</sup>, Иноземцев А.В.<sup>1</sup>, Бесшапошников Ю.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*  
[Limon.5ddd@yandex.ru](mailto:Limon.5ddd@yandex.ru)

<sup>2</sup> *ОАО «Уралхиммаш», Екатеринбург, Россия*

Изрезанная структура соединений, получаемых при сварке взрывом, обусловлена тем, что сварка взрывом представляет собой высокоинтенсивное кратковременное воздействие, которое в некоторых случаях является единственным способом соединения материалов. Получаемые поверхности соединений имеют различные элементы структуры, такие как: всплески, волны, выступы [1]. При сильном воздействии получаемые образцы имеют волнообразную границу, как в случае Cu–Ti (рис. 1а). Подобный рельеф тщательно исследовался [2], но вопрос об особенностях структуры поверхности связанной со взаимодействиями однородных материалов в предыдущих работах не ставился.



**Рис. 1.** Волнообразная граница, продольное сечение. *а* – медь–титан, *б* – медь–мельхиор

На рис. 1б представлена продольное сечение для волнообразной границы медь – мельхиор. Мельхиор марки МН-19, в составе которого примерно 20 ат.% никеля, был выбран для того, чтобы изменить цвет одной из соединяемых пластин. Таким образом, посредством микроскопических наблюдений можно различить два материала (рис. 1б). При этом предполагается, что необходимые свойства меди останутся теми же самыми, как в случае сварки медь-медь. Дальнейшее исследование, заключалось в получении характерных структур для соединения медь-мельхиор и сравнение их с наблюдаемыми для соединений медь–тантал.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-00235 мол\_а.*

1. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V., Kuz'min S.V., Lysak V.I., Pushkin M.S. Bulletin of Russian Academia of Science, 2015, V.79, P 1118-1121.
2. Greenberg B.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V., Kuz'min S.V., Lysak V.I., Vlasova A.M., Pushkin M.S. Physics of Metals and Metallurgical, 2015, V.116, P. 367-377.

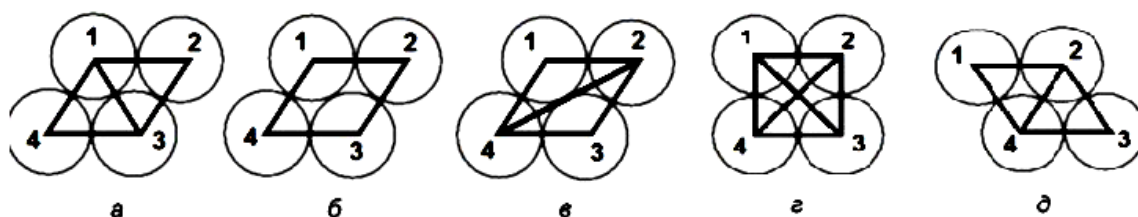
## РАСЧЕТ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БАРЬЕРА ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В Fe

Семенов М.Ю.<sup>1</sup>, Крапошин В.С.<sup>1</sup>, Талис А.Л.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия. [szigona.podzhogin@gmail.com](mailto:szigona.podzhogin@gmail.com)

<sup>2</sup> ИХЭОС им. А.Н.Несмеянова РАН, Москва, Россия. [talishome@mail.ru](mailto:talishome@mail.ru)

В работе [1] выполнено симметричное обоснование полиморфных превращений в металлах как локальных трансформаций триангулированных атомных кластеров, соответствующих автоморфизмам системы Штайнера. Универсальной операцией структурного превращения кластеров является переброска диагонали в ромбе из двух треугольников, т.е. соседних граней двух тетраэдров (рис. 1). Выполнен расчет энергетического барьера преобразования в железе при температурах  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращения, рассматриваемого как элементарный акт полиморфного превращения.



**Рис.1.** Элементарный акт полиморфного превращения в металлах выполняется взаимной заменой короткой и длинной диагоналей от (а) до (д). Атомы в точках 1 и 3 раздвигаются, а в точках (2) и (4) сближаются. В точке перевала длины диагоналей выравниваются (е)

Для расчета использовали экспоненциальную модель парного потенциала для случая переходных металлов [2], соответствующую приближению Морзе, которое требует только подбора коэффициентов при экспоненциальных функциях. От степенной модели Леннард-Джонса отказались, т.к. она предполагает также более или менее произвольный выбор значений показателей степеней.

Минимуму потенциальной энергии при равновесном межатомном расстоянии  $d = 2r_0$  ( $r_0$  – равновесный радиус атома Fe) приравняли энергии сублимации металла  $U_0$ . Из выражения, содержащегося в [2], следует:

$$U = U_{bond} + U_{rep} = -\alpha \exp\left(-\frac{\lambda d}{2}\right) + \beta \exp(-\lambda d), \quad (1)$$

где  $U_{bond}$  – энергия взаимного притяжения атомов,  $U_{rep}$  – энергия взаимного отталкивания атомов,  $\alpha$ ,  $\beta$  – некоторые постоянные коэффициенты,  $\lambda$  – сжимаемость атома железа,  $\text{Å}^{-1}$ . Учитывая, что при  $d = d_0$   $dU/dd = 0$ , установили температурную зависимость энергии сублимации и получили значения  $\alpha$  и  $\beta$ . Проверку адекватности модели провели, рассчитав по второй производной от  $U$  при  $d = d_0$  значение объемного модуля упругости Fe (130 ГПа при 1200 К), что удовлетворительно соответствует литературным экспериментальным данным. Используя формулу (1), установили, что величина энергетического барьера переброски диагоналей в ромбе для железа при 1193 К определена равной около 160 кДж/моль в хорошем согласии с литературными экспериментальными и расчетными данными для сплавов на основе Fe.

1. Talis A., Kraposhin V. Finite noncrystallographic groups, 11-vertex equi-edged triangulated clusters and polymorphic transformations in metals // Foundations of Crystallography. – 2014. – Т. 70. – №. 6. – P. 616-625.
2. Pettifor D.G. Bonding and Structure of Molecules and Solids. – Oxford: Clarendon Press, 1996. – 296p.



## НЕДИФФУЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Хон Ю.А.<sup>1</sup>, Каминский П.П.<sup>1</sup>, Молдованова Е.А.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск, Россия,  
[Khon@ispms.tsc.ru](mailto:Khon@ispms.tsc.ru)*

Известно, что теоретическое и экспериментальное значения напряжений начала пластической деформации и разрушения для массивных твердых тел различаются на несколько порядков величины. Такое различие принято объяснять возникновением источников концентрации напряжений в поверхностном слое. Такими источниками могут быть трещино-подобные структуры, которые формируются на стадии неупругой обратимой деформации [1] вследствие упруго-диффузионной неустойчивости плоской поверхности под действием механической нагрузки [2-4]. Механизму упруго-диффузионной неустойчивости способствуют высокие температуры и низкие скорости деформации. Между тем пластическая деформация при любых температурах и скоростях деформации по-прежнему начинается со свободной поверхности образца [5]. Поэтому должны быть другие недиффузионные механизмы концентрации деформации и напряжений в поверхностном слое нагруженного твердого тела. Предлагаемый доклад посвящен обсуждению такого механизма. Предложенный механизм основан на учете двух особенностей поведения электронной подсистемы твердого тела при его деформации.

1. При деформации энергетические уровни твердого тела смещаются друг относительно друга и могут пересекаться. В этих условиях адиабатическое приближение становится неприменимым и необходимо учитывать влияние электронных переходов между энергетическими уровнями на динамику системы ядер.

2. Электронные переходы между уровнями приводят к возбуждению дополнительных (динамических) смещений атомов (атермической моды деформации) и к нелинейной зависимости напряжения от деформации.

На основе анализа особенностей динамических смещений найдено пространственное распределение смещений в поверхностном слое, представляющее в случае одноосного растяжения систему канавок и валов, перпендикулярных оси растяжения. Предложенный механизм объясняет формирование пространственно-временных структур на стадии неупругой обратимой деформации, эволюция которых приводит к концентрации деформации в поверхностных слоях твердых тел и зарождению носителей необратимой деформации.

1. С.Н. Журков, В.Е. Корсуков, А.С. Лукьяненко и др. Письма в ЖЭТФ, **51**, 324-326 (1990).
2. R.J. Asaro, W.A. Tiller, Metall. Trans. **3**, 1789 (1972).
3. M.A. Grinfeld, Sov. Phys. Dokl. **31**, 831 (1986).
4. D.J. Strolovitz, Acta Metall. **37**, 621 (1988).
5. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М. : Наука, 1983, 280 с.

# ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСС ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Шахбанова С.Г.

*Самарский государственный национальный исследовательский университет  
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия*

[ojv@samsu.ru](mailto:ojv@samsu.ru),

[pokoev@samsu.ru](mailto:pokoev@samsu.ru),

[ShakhbanovaSel@mail.ru](mailto:ShakhbanovaSel@mail.ru)

В данной работе представлены результаты исследования процесса фазообразования в состаренном алюминиевом сплаве АК9, основными легирующими добавками которого являются Si (~8.0–11.0 вес. %), Cu (~1.0 вес. %) и Fe (~1.3 вес. %), и содержащего неконтролируемые примеси до ~1.5 вес. %. Предварительно образцы подвергали закалке: образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре  $535 \pm 5$  °С в течение 2 ч, затем охлаждали быстрым погружением в воду при температуре  $20 \pm 0.5$  °С. Старение закаленных образцов проводили при температуре  $175.0 \pm 0.5$  °С в вакуумной камере при давлении остаточных паров  $10^{-3}$  Па, времени старения от 2 до 8 ч в постоянном магнитном поле (ПМП) напряженностью  $7.0 \pm 0.1$  кЭ ( $557.2 \pm 8.0$  кА/м) и без него.

Анализ полученных результатов показал, что на дифрактограммах исходного и закаленного образцов наблюдаются линии  $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия, которые смещены в сторону меньших углов относительно линий чистого алюминия. Данное смещение линий обусловлено наличием в твердом растворе алюминия атомов кремния, которые являются примесью внедрения. Атомы кремния располагаются в междоузлиях кристаллической решетки алюминия, что приводит к увеличению параметра решетки сплава и, как следствие, к смещению линий на дифрактограммах. Так же обнаруживаются линии, соответствующие фазе  $Mg_2Si$  и чистому кремнию. Кроме этого, интенсивность всех линий уменьшается, а их полуширина увеличивается, что свидетельствует о искаженности кристаллической решетки сплава в связи с наличием примесей.

Отжиг от 2 до 8 ч без наложения поля приводит к уменьшению интенсивности всех наблюдаемых линий и их уширению по сравнению с закаленным состоянием. Данный факт указывает о большей искаженности кристаллической решетки, связанной с процессами старения и перестройки структуры. Кроме этого во всем интервале времен старения наблюдается наличие фазы  $Mg_2Si$  и чистого кремния. Также, во всем исследованном временном интервале наблюдается смещение линий  $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия в сторону меньших углов, что связано с увеличением параметра решетки сплава.

Наложение ПМП напряженностью 7 кЭ на те же режимы термической обработки приводит к увеличению интенсивности до 10 раз всех наблюдаемых линий и уменьшению их полуширины по сравнению с отжигами в его отсутствие, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава. Кроме этого по-прежнему наблюдаются линии, соответствующие фазе  $Mg_2Si$  и чистому кремнию.

Полученные данные могут быть использованы для создания новых и усовершенствования существующих технологий термомагнитной обработки металлических сплавов.

## ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д1, СОСТАРЕННОМ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Ямщикова К.С.

*Самарский национальный исследовательский университет  
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия*

[ojv@samsu.ru](mailto:ojv@samsu.ru),  
[pokoev@samsu.ru](mailto:pokoev@samsu.ru),  
[ksya.09.02@mail.ru](mailto:ksya.09.02@mail.ru)

В данной работе представлены результаты влияния постоянного магнитного поля (ПМП) на процесс фазообразования в алюминиевом сплаве Д1, основными легирующими добавками которого являются Cu (~3.88 вес. %), Si (~1.19 вес. %) и Mn (~0.73 вес. %), и содержащего неконтролируемые примеси до ~0.7 вес. %. Предварительно образцы подвергали закалке: образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре  $450 \pm 5$  °С в течение 1 ч, затем охлаждали быстрым погружением в воду при температуре  $20 \pm 0.5$  °С. Старение закаленных образцов проводили при температуре  $190.0 \pm 0.5$  °С в вакуумной камере при давлении остаточных паров  $10^{-3}$  Па, времени старения от 2 до 8 ч в постоянном магнитном поле (ПМП) напряженностью  $7.0 \pm 0.1$  кЭ ( $557.2 \pm 8.0$  кА/м) и без него.

Анализ результатов, полученных методом микротвердости, показал, что наложение ПМП приводит к увеличению микротвердости до ~8 %, наблюдается «отрицательный» магнитопластический эффект.

Методом рентгенофазового анализа установлено, что на дифрактограммах исходного и закаленного образцов наблюдаются линии  $\alpha$ -твердого раствора на основе алюминия, смещенные в сторону больших углов относительно линий чистого алюминия. Это обусловлено наличием в твердом растворе алюминия маленьких атомов меди (на 12 % меньше), которые являются примесью замещения. Их наличие уменьшает параметр решетки, и как следствие приводит к смещению линий. Кроме этого, полуширина всех обнаруженных линий на дифрактограммах исходного и закаленного образцов увеличилась, что свидетельствует об искаженности кристаллической решетки вследствие наличия примесей меди, кремния, марганца и магния.

Отжиг от 2 до 8 ч без наложения ПМП приводит к уменьшению интенсивности и уширению линий, соответствующих  $\alpha$ -твердому раствору на основе алюминия, по сравнению с закаленным состоянием. Данный факт указывает о большей искаженности решетки, связанной с процессами старения и перестройкой структуры. Наблюдается смещение линий в сторону меньших углов, что связано с увеличением параметра решетки сплава, обусловленным процессами старения. Определены линии, соответствующие фазе  $Al_2Cu$ .

Наложение ПМП на те же режимы термической обработки приводит к еще большему увеличению полуширины линий, соответствующих  $\alpha$ -твердому раствору на основе алюминия, что свидетельствует об еще большей искаженности кристаллической решетки. Кроме этого, обнаруживаются линии, соответствующие фазе  $Al_2Cu$ , причем их количество растет с увеличением длительности отжига и наложением ПМП. При этом интенсивность всех обнаруженных линий увеличивается, что свидетельствует о более интенсивном процессе фазообразования в присутствии ПМП.

## ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ И РЕЛАКСАЦИЮ НАПРЯЖЕНИЙ В <111>-МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>2</sup>, Захаров Г.Н.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> *НИИ Томский политехнический университет, Томск, Россия*  
[elena.g.astafurova@gmail.com](mailto:elena.g.astafurova@gmail.com)

С использованием <111>-монокристаллов стали Гадфильда Fe–13Mn–1.3C, мас. % изучали влияние наводороживания на эффекты статического деформационного старения и релаксацию напряжений под нагрузкой при одноосном растяжении. Электролитическое наводороживание монокристаллов продолжительностью 5 часов проводили при комнатной температуре в 3% водном растворе NaCl с добавлением 3г л<sup>-1</sup> NH<sub>4</sub>SCN при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup>. Непосредственно после наводороживания образцы подвергали одноосному статическому растяжению с начальной скоростью 3×10<sup>-4</sup> с<sup>-1</sup>.

Насыщение водородом не приводит к изменению закономерностей деформации и упрочнения исследуемых монокристаллов – основными механизмами деформации в них являются множественное двойникование и дислокационное скольжение. После предварительного растяжения монокристаллов до ε=10% проводили статическое деформационное старение монокристаллов (с выдержкой при комнатной температуре в течение одного месяца). После старения одна партия образцов была растянута без наводороживания, другая – перед растяжением была предварительно наводорожена. Водород облегчает движение дислокаций (дефектов упаковки) за счет экранирования их полей и способствует более легкому отрыву дислокаций от атмосфер из атомов углерода и марганца, сформированных на дислокациях при деформационном старении. В результате этого напряжения начала пластического течения при повторном нагружении наводороженного кристалла ниже, чем напряжение течения, достигнутое при предварительной деформации, и чем в кристаллах без водорода.

Легирование водородом не приводит к изменению плотности дислокаций для <111>-монокристаллов и не изменяет механизмов деформации стали Гадфильда. Поэтому величина релаксации напряжений и ее скорость (остановка активного растяжения при ε=10% без снятия нагрузки) определяются взаимодействием водорода и дислокаций (дефектов упаковки). Величина релаксации напряжений возрастает при легировании <111>-монокристаллов стали Гадфильда водородом от 30 МПа до 40 МПа, а скорость релаксации напряжений, напротив, уменьшается. Описанный эффект снижения скорости релаксации напряжений при наводороживании указывает на различия в характере взаимодействия «водород–дефекты упаковки» (настоящая работа) от описываемого другими авторами взаимодействия «водород–дислокации», которое приводит, напротив, к увеличению скорости релаксации напряжений [1].

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 15-38-20056).*

*Авторы благодарны профессору Ю.И. Чумлякову за предоставленные для исследования монокристаллы. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).*

1. Birnbaum H.K., Sofronis P. / Mat. Sci. Eng. A. – 1994. – V. 176. – P. 191–202.

## ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НАСЫЩАЮЩЕГО ГАЗА ПРИ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Москвина В. А.<sup>1,2</sup>, Астафурова Е. Г.<sup>2</sup>, Рамазанов К. Н.<sup>3</sup>,  
Майер Г. Г.<sup>2</sup>, Мельников Е. В.<sup>2</sup>, Будилов В. В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

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

<sup>3</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия  
[valya\\_moskvina@mail.ru](mailto:valya_moskvina@mail.ru)

В работе представлены результаты исследований механических свойств и характера разрушения подвергнутой ионному азотированию аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3 (Fe–17Cr–13Ni–1.7Mn–2.7Mo–0.5Si–0.01C мас.%) с разным размером зерна. Исходные заготовки имели размер зерна 3, 7 и 70 мкм и согласно данным рентгенофазового анализа имели аустенитную структуру. Ионное азотирование стали проводили при температуре 540°C (12 ч.), при давлении рабочего газа 300 Па и 60 Па. В качестве рабочего газа использовали смесь аргона, азота и ацетилена (Ar 70%, N<sub>2</sub> 25%, C<sub>2</sub>H<sub>2</sub> 5%). Азотированные образцы растягивали при комнатной температуре с относительной скоростью деформации  $4.6 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

В результате ионного азотирования происходит поверхностное упрочнение образцов, формирование хрупкого азотированного слоя, который разрушается сколом в отличие от аустенитной матрицы, для которой характерен вязкий, ямочный излом. На рентгенограммах, полученных от поверхности азотированных образцов, присутствуют слабые рефлексы от исходной аустенитной фазы, легированного азотом аустенита, нитридов и феррита. Между азотированным слоем и матрицей наблюдали формирование переходной зоны (зоны внутреннего азотирования). По данным рентгеноструктурного анализа параметр решетки в переходной зоне существенно превышает значение для матрицы ( $a = 0.364 \text{ нм}$ ), что свидетельствует о высокой концентрации азота в твердом растворе.

С увеличением размера зерна толщина азотированного слоя постепенно уменьшается. Азотирование приводит к снижению предела прочности и удлинения образцов, но насыщение при пониженном давлении рабочего газа вызывает меньшие эффекты охрупчивания. В результате формирования равновесной зеренной структуры в стали диффузия азота в образцах происходит преимущественно по телу зерна и сопровождается образованием обширной переходной зоны с твердорастворным упрочнением. Уменьшение давления насыщающего газа способствует формированию в стали более обширной переходной зоны, которая последовательно увеличивается с увеличением размера зерна (от  $\approx 100 \text{ мкм}$  при  $d=3 \text{ мкм}$  до  $\approx 160 \text{ мкм}$  при  $d=70 \text{ мкм}$ ). В образцах с разным размером зерна азотирование по обоим режимам не приводит к значительным изменениям величины предела текучести – в некоторых случаях наблюдается разупрочнение и величина  $\Delta\sigma_{0.2}$  принимает отрицательные значения (для образцов с размером зерна 3 мкм). Независимо от режима азотирования и исходного размера зерна стали микротвердость поверхностного слоя составляет 12 ГПа, в переходной зоне она постепенно уменьшается до 2 ГПа, а в аустенитной матрице составляет 1.5–1.7 ГПа.

*Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.*

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Zr-1 мас.% Nb В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

<sup>1</sup>Грабовецкая Г.П., <sup>1</sup>Мишин И.П., <sup>2</sup>Дубровская А.С. <sup>2</sup>Степанова Е.Н.

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

[grabg@ispms.tsc.ru](mailto:grabg@ispms.tsc.ru)

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия, [enstepanova@tpu.ru](mailto:enstepanova@tpu.ru)*

Формирование ультрамелкозернистой структуры (размер зерна  $d < 1$  мкм) в цирконии и его сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет в 2–3 раза повысить их прочностные характеристики. Однако уменьшение размера зерен не всегда приводит к повышению сопротивления ползучести металлических поликристаллов. Для каждого материала при заданных условиях ползучести существует некоторый оптимальный размер зерна, ниже и выше которого сопротивление ползучести снижается.

В работе проведены сравнительные исследования закономерностей ползучести сплава Zr–1 мас.% Nb (далее Zr–1Nb) в мелкозернистом (средний размер зерна  $d_{cp} = 4$  мкм) и ультрамелкозернистом ( $d_{cp} = 0,3$  мкм) состояниях в интервале скоростей  $10^{-7}$ – $10^{-5}$  с<sup>-1</sup> при температурах 623 и 673 К.

При исследуемых температурах прочностные характеристики сплава Zr–1Nb в ультрамелкозернистом состоянии в 2–3 раза выше по сравнению с соответствующими значениями для мелкозернистого состояния.

На кривых ползучести сплава Zr–1Nb в обоих состояниях в общем случае наблюдаются три стадии: неустановившаяся, установившаяся и ускоренная. Особенностью кривых ползучести сплава в ультрамелкозернистом состоянии в исследуемых условиях является небольшая величина мгновенной деформации (1–3%) по сравнению с мелкозернистым состоянием (4–10 %).

Соотношение величин скоростей установившейся ползучести сплава в мелкозернистом и ультрамелкозернистом состояниях зависит от величины напряжения и температуры испытания. При каждой температуре существует критическое напряжение ( $\sigma_s$ ), при котором скорости установившейся ползучести сплава Zr–1Nb в обоих состояниях равны. При напряжениях больших величины  $\sigma_s$  меньшие значения скорости установившейся ползучести наблюдаются для сплава в ультрамелкозернистом состоянии.

Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения сплава Zr–1Nb в обоих состояниях описывается степенным законом ползучести. Формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к снижению в 2–2,5 раза показателя чувствительности к напряжению сплава и к уменьшению 1,5 раза эффективной энергии активации ползучести.

Предполагается, что ползучесть сплавов Zr–1Nb в мелкозернистом состоянии в исследуемых условиях осуществляется в основном переползанием дислокаций и контролируется объемной диффузией. В процессе ползучести сплава Zr–1Nb в ультрамелкозернистом состоянии могут действовать три механизма деформации: скольжение дислокаций, контролируемое диффузией по трубкам дислокаций, переползание дислокаций, контролируемое объемной диффузией и скольжение по границам зерен, контролируемое зернограничной диффузией. При этом основной вклад в деформацию ползучести вносит скольжение дислокаций.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 15-08-03823.*

## **ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ НА СПЕКТР РАЗОРИЕНТИРОВОК ГРАНИЦ ЗЕРЕН УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО МОЛИБДЕНА**

**<sup>1</sup>Мишин И.П., <sup>1</sup>Грабовецкая Г.П., <sup>2</sup>Степанова Е.Н. <sup>3</sup>Тересов А.Д.**

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия, [grabg@ispms.tsc.ru](mailto:grabg@ispms.tsc.ru)*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия, [enstepanova@tpu.ru](mailto:enstepanova@tpu.ru)*

<sup>3</sup>*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия, [tad514@yandex.ru](mailto:tad514@yandex.ru)*

В поликристалле границы зерен являются источниками и стоками различных видов дефектов, в том числе и радиационно-наведенных. Накопление дефектов в границах зерен может привести к изменению разориентации границ зерен и, как следствие, их кинетических характеристик. В этой связи представляется важным изучение эволюции спектра разориентировок границ зерен в условиях облучения электронными пучками.

В работе на примере ультрамелкозернистого молибдена, полученного методом кручения под гидростатическим давлением (КГД), проведены исследования влияния отжигов и облучения импульсным и постоянным электронными пучками на эволюцию структуры и спектра разориентировок границ зерен.

В исходном после КГД состоянии средний размер элементов зеренно-субзереной ультрамелкозернистой структуры молибдена составляет 0,26 мкм. Распределение границ зерен по разориентировкам имеет ярко выраженный бимодальный характер. Первый пик находится в области разориентировок  $\theta < 4^\circ$  второй – размыт в пределах углов  $30^\circ$ – $60^\circ$ . Общая доля малоугловых границ ( $\theta < 15^\circ$ ) составляет ~25%.

Исследование зернограницных ансамблей показало, что после отжигов в течение 3 часов в интервале температур 773–1023 К, при неизменном среднем размере элементов зеренно-субзереной структуры, спектры разориентировок границ зерен ультрамелкозернистого молибдена практически не изменяются. Отжиг при температуре 1123 К, вызывающий развитие процесса рекристаллизации, приводит к уменьшению доли малоугловых границ и росту доли границ зерен, имеющих углы разориентации близкие к  $50^\circ$ – $60^\circ$ .

После облучения постоянным (в течение 3 ч) и импульсным (в течение 0,5 ч) электронными пучками в интервале температур 773–1023 К в тонком (10–20 мкм) поверхностном слое молибдена наблюдается увеличение доли границ зерен с малоугловыми разориентировками. На глубине от поверхности 20–300 мкм доля малоугловых границ уменьшается, по отношению к исходному состоянию, а доля границ зерен, имеющих разориентировки близкие к  $45^\circ$ – $60^\circ$ , растет. Распределение границ зерен по разориентировкам становится одномодальным с размытым максимумом в области углов разориентации  $40^\circ$ – $55^\circ$ .

Предполагается, что рост доли малоугловых границ в поверхностном слое ультрамелкозернистого молибдена связан с накоплением радиационно-наведенных дефектов, в то время как снижение доли таких границ в слое на глубине 20–300 мкм обусловлено активизацией в условиях облучения диффузионных процессов и снижением температуры рекристаллизации.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 16-01-00603.*

## ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МЕДЬ-ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ СПОСОБОМ

Денисова А.Г., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Шафеев М.Р.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[aliona.denisova.tlt@gmail.com](mailto:aliona.denisova.tlt@gmail.com)

В последнее время большое внимание уделяется получению и созданию новых функциональных материалов, которые могут быть использованы для определённых каталитических процессов или в качестве фильтрующих элементов. Для этого важно, чтобы такие материалы обладали развитой поверхностью и имели особый фазовый состав. Многие каталитические процессы протекают при достаточно высоких температурах, поэтому актуальным является исследование процессов, происходящих в материалах при их нагревании. В данной работе исследуются особенности изменения морфологии и фазового состава двухкомпонентного (медь-цинкового) покрытия, полученного методом электроосаждения из комплексного электролита на микросетке из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т при нагревании до высоких температур.

Микрофотографии покрытия (после электроосаждения) показали, что поверхность состоит из микрочастиц сферической формы (рис. 1-1), с равномерно распределёнными между ними нанопластинками цинка (рис. 1-2). Сами сферические микрочастицы состоят из наноразмерных медных кристаллитов, окруженных электроосажденным цинком. Удельная поверхность такого покрытия, определенная при помощи низкотемпературной газовой адсорбции (Thermo Scientific Surfer), составляет порядка  $50 \text{ м}^2 \text{ г}^{-1}$  [1]. Рентгенофазовый анализ покрытия в исходном состоянии показал наличие трех фаз: Cu, Cu<sub>2</sub>O и Zn.

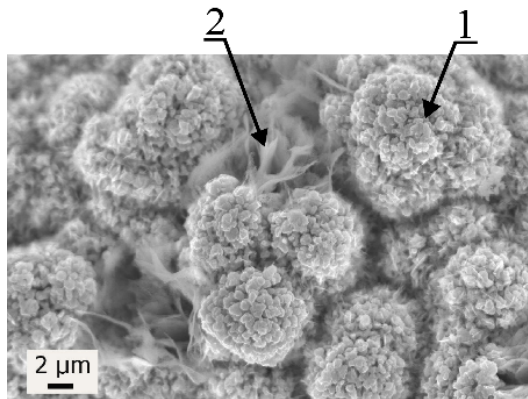


Рис. 1. СЭМ изображение медь-цинкового покрытия после электроосаждения

Нагревание микросетки с двухкомпонентным медь-цинковым покрытием до 600°C в присутствии кислорода не приводит к существенному уменьшению удельной поверхности, однако позволяет изменить его фазовый состав. Рентгенофазовый анализ покрытия после нагрева до 600°C показал наличие фаз ZnO, CuO и Cu.

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

1. Денисова А.Г. Медь-цинковое покрытие с высокой удельной поверхностью, полученное методом электроосаждения металла / А.Г. Денисова // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2016. № 2 (36). С. 29-34.



## ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА В Cr-Mn-Si СТАЛИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ

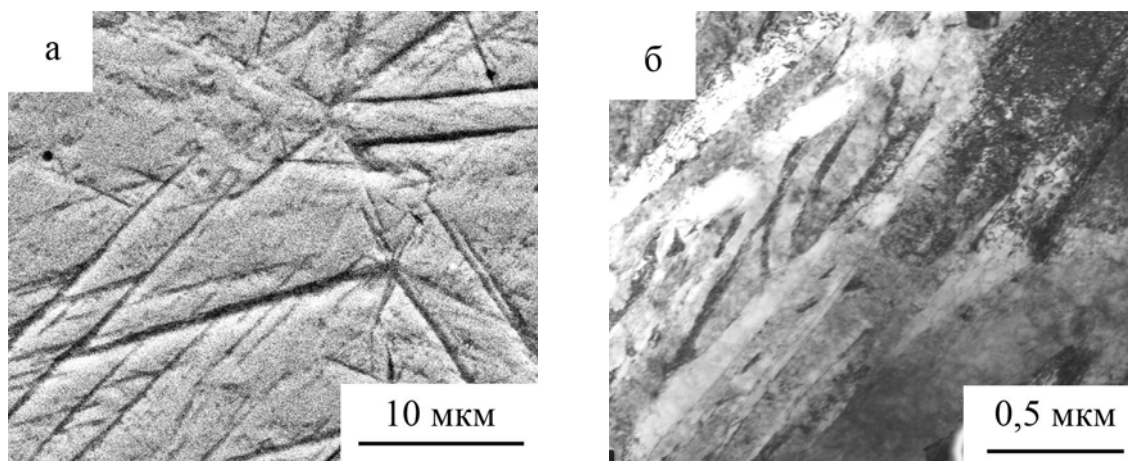
Яковлева И.Л.<sup>1</sup>, Терещенко Н.А.<sup>1</sup>, Мирзаев Д.А.<sup>2</sup>, Окишев К.Ю.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup> Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия  
[labmet@imp.uran.ru](mailto:labmet@imp.uran.ru)

В настоящее время большое внимание уделяется исследованию промежуточного превращения переохлажденного аустенита, продукты которого характеризуются большим морфологическим разнообразием. Известно, что структура нижнего бейнита имеет игольчатое строение, внутри кристаллов альфа-фазы располагаются выделения карбидных частиц. Легирующие элементы кремний и алюминий способны подавить выделение карбидов при распаде аустенита и делают возможным получение структуры бескарбидного бейнита. Интерес исследователей к сталям со структурой бескарбидного бейнита обусловлен возможностью получения в них уникального комплекса механических свойств, сочетающего высокие показатели прочности, пластичности и ударной вязкости [1].

Исследовали сталь типа 10Г2ХС. Термическая обработка включала аустенитизацию при 900 °С и последующий перенос заготовок в печь для изотермической выдержки продолжительностью от 10 до 30 час. при температуре 300 °С. По результатам рентгеноструктурного анализа установлено, что фазовый состав стали после данной обработки помимо альфа-фазы бейнита включает от 60 до 15 % аустенита. Данные сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии свидетельствуют о том, что бейнит представляет собой вытянутые иглы с тонкими прослойками остаточного аустенита; рефлексов карбидной фазы на электронограммах, полученных с такой структуры, не обнаружено.



**Рис. 1.** Бескарбидный бейнит в стали 10Г2ХС после изотермической выдержки при 900 °С:  
а – СЭМ-изображение; б – ПЭМ-изображение

*Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект 16-19-10252)*

1. Н.К.Д.Н. Bhadeshia. Bainite in Steels. 2 ed. The Institute of Materials. London. 2001. 460 p.

# МОДИФИКАЦИЯ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ ПРОВОДЯЩЕГО СЛОЯ ДЛЯ ОРИЕНТИРОВАНИЯ ЖИДКИХ КРИСТАЛЛОВ В ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ УСТРОЙСТВАХ

Эгамов М.Х.

*Красноярский государственный педагогический университет им. В.П. Астафьева,  
Красноярск, Россия,  
[egamov62@mail.ru](mailto:egamov62@mail.ru)*

В работе проанализированы результаты исследований наноструктурированного покрытия на основе гетероструктуры оксидов олова и индия ( $\text{In}_2\text{O}_3 - \text{SnO}_2$ ), называемые ИТО (indium-tin oxide) покрытия. Они представляют собой модифицированный вариант системы проводящего слоя с углеродными нанотрубками (УНТ). Последнее внедряются в междоузлия гетероструктуры ИТО, тем самым позволяют существенно менять показатель преломления границы раздела сред и создают новый эффективный рельеф для ориентации жидкокристаллических (ЖК) диполей. При создании такого рельефа структурированный проводящий слой ИТО выполняет одновременно функцию ориентанта и проводника. Тем самым, уменьшается число технологических операций, задействованных, при конструировании ЖК-устройств и отпадает необходимости использование полиимидные высокоомные ориентирующие покрытия, требующие применение токсичных растворителей и дополнительной методики по натирке ориентантов. УНТ были синтезированы путем каталитического разложения этилена на Ni–Cu катализаторе по методике, описанной в [1]. Затем их подвергали обработке в концентрированной соляной кислоте с последующим кипячением в растворе соляной кислоты, и далее в дистиллированной воде для удаления частиц исходного катализатора. Отмытые УНТ сушили в аргоне при  $170^\circ\text{C}$ .

Анализируя полученные экспериментальные факты нами предположено, что проводящие покрытия на основе ИТО вполне аргументированно могут быть модифицированы лазерно-осаждаемыми УНТ, что позволяет изменять рефрактивные параметры границы раздела сред. Такое структурирование приводит к повышению прозрачности проводящего материала, способствующего существенно расширить области его применения. Одновременно становится возможным снизить сопротивления проводящих контактов, способствующих уменьшить уровень управляющего напряжения питания, приложенным к оптоэлектронным компонентам.

Проведенные расчеты по глубине проникновения УНТ в приповерхностные слои модельного материала (Si), позволяют предположить, что уменьшение диаметра УНТ приводит к более существенному их влиянию на поверхность оптических материалов. Рост глубины проникновения с уменьшением диаметра УНТ объясняется изменением рефрактивных характеристик за счет малого значения показателя преломления УНТ и существенным увеличением прочностных характеристик из-за высокого значения модуля Юнга.

Представленный вариант усовершенствования рельефа поверхности раздела между ЖК мезофазой и проводящим контактом при использовании технологии структурирования ИТО-слоя УНТ, позволяют расширить области применения ЖК-ячеек и жидкокристаллических модуляторов света, что является немаловажным фактором при коммерциализации технических инновационных продуктов.

1. Shalagina A., Ismagilov Z., Podoyacheva O., Kvon R., Ushakov V. Synthesis of nitrogen-containing carbon nanofibers by catalytic decomposition of ethylene/ammonia mixture//Carbon.2007.Vol.45. No 9. - p.1808-1820

# ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СИЛЬНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ ПРИ ПОМОЩИ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКОГО ДАТЧИКА ТЕМПЕРАТУРЫ

Каманцев А.П.<sup>1,2,3</sup>, Маширов А.В.<sup>1,2,3</sup>, Дильмиева Э.Т.<sup>1,2</sup>, Коледов В.В.<sup>1,2,3</sup>, Шавров В.Г.<sup>1</sup>, Лось А.С.<sup>2</sup>, Гилевски А.<sup>2</sup>, Дэн Н.Х.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, г. Москва, Россия.

<sup>2</sup>Международная лаборатория сильных магнитных полей и низких температур, г. Вроцлав, Польша.

<sup>3</sup>Институт материаловедения ВАНТ, Ханой, Вьетнам

В настоящей работе предложен уникальный подход к решению проблемы экспериментального изучения высокоскоростных процессов при ФП на основе инфракрасного волоконно-оптического датчика (ВОД) температуры. Отличаясь точностью, помехоустойчивостью и быстродействием на уровне  $10^{-6}$  сек, новый датчик превосходит известные в мировой литературе датчики, основанные на миниатюрных термopарах или пленочных терморезисторах. Общий вид и схема устройства измерительной системы на основе ВОД представлены на рис. 1. Принцип работы новой измерительной системы заключается в следующем. Измерительная головка представляет собой торец световода, изготовленного из кристаллов галогенидов серебра  $\text{AgCl}_x\text{V}_{1-x}$  ( $0 < x < 1$ ) методом экструзии под давлением [1]. Этот материал позволяет осуществить передачу теплового излучения от образца в диапазоне длин волн 5–15 мкм, который расположен в рабочей области импульсного магнита, к измерительному блоку, включающему фотоприёмник, охлаждаемый жидким азотом. Фотоприёмником является узкозонный полупроводниковый фоторезистор из Cd–Hg–Te, обеспечивающий прием среднего ИК излучения от световода и его регистрацию с временным разрешением  $10^{-6}$  сек. Изменение температуры поверхности образца материала с магнитокалорическим эффектом (МКЭ) в поле пропорционально электрическому сигналу на выходе фотоприемника. Предварительные результаты испытаний ВОД температуры на примере образца гадолиния в импульсном магнитном поле величиной 12,7 Тл длительностью 12,5 мс представлены на Рис.2.

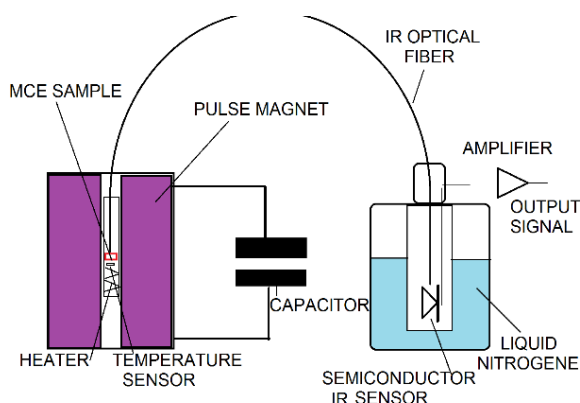


Рис. 1. Схема устройства инфракрасного ВОД температуры.

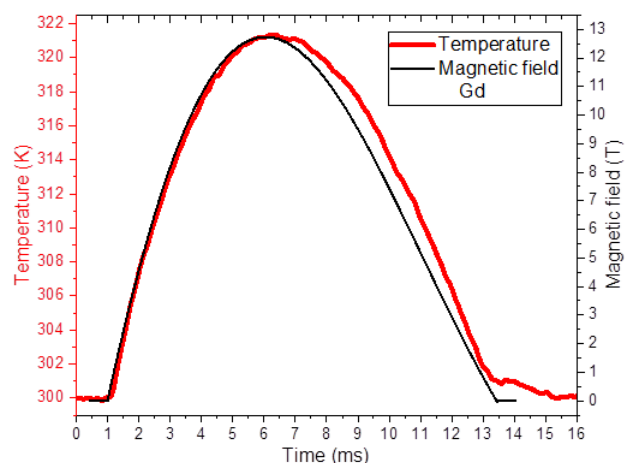


Рис. 2. МКЭ в гадолинии, измеренный с помощью ВОД температуры в импульсном магнитном поле 12,7 Тл.

Работа поддержана РФФ, грант № 14-22-00279.

1. Butvina L. N. et al. Optics letters. – 2007. –Т. 32. – №. 4. – 334-336.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОДВОЙНИКОВ В ДВОЙНИКАХ ДРУГИХ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ НАПРАВЛЕНИЙ

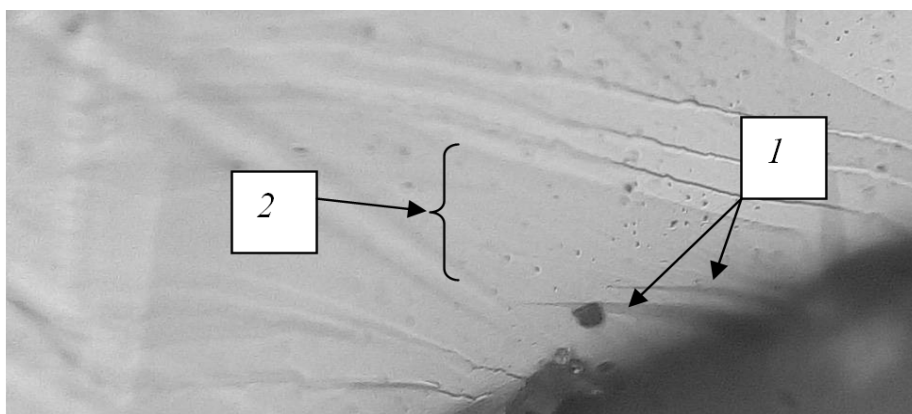
Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Изучению особенностей механического двойникования посвящено множество научных работ. При этом исследовано влияние на форму двойников структурных несовершенств кристаллической решетки [1–3].

Целью данной работы стало изучение особенностей образования микродвойников внутри двойника отличного кристаллографического направления и имеющего большие геометрические параметры.

На рисунке представлены микродвойники (1), зародившиеся внутри двойника 2, имеющего большие, чем двойники 1, геометрические размеры. Как правило, в случаях, когда двойники 1 того же кристаллографического направления, что и двойник 2, в последнем наблюдается раздвойникование.



Микродвойники (1) внутри двойника (2) больших геометрических размеров (x 50)

В рассматриваемом случае раздвойникования внутри двойника 2 не наблюдается. Это связано с тем, что двойники 1 и 2 разных кристаллографических направлений.

Форма двойников 1 серповидная, что указывает на искривление кристаллографического направления двойников 1 внутри двойника 2.

1. Остриков О.М. Ветвление клиновидных двойников в монокристаллах висмута, деформированных сосредоточенной нагрузкой // Физика металлов и металловедение. – 1999. – Т. 87, №1. – С.94-96.
2. Остриков О.М. Некоторые особенности формы клиновидных двойников в монокристаллах висмута, деформированных сосредоточенной нагрузкой // Физика металлов и металловедение. – 2000. – Т. 90, №1. – С.91-95.
3. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. – 301 с.

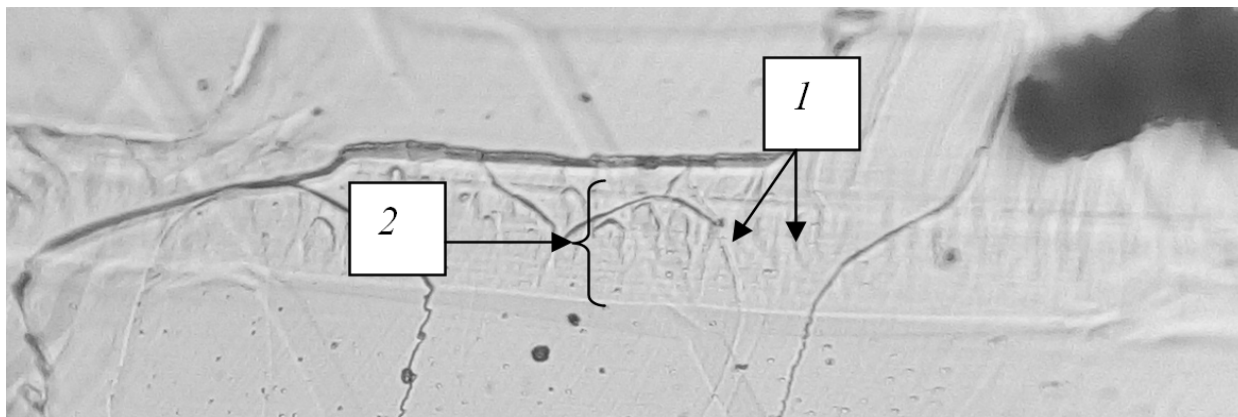
## ОБРАЗОВАНИЕ ПОЛОС СДВИГА В СДВОЙНИКОВАННОМ ОБЪЕМЕ

Остриков О.М.

Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого  
г. Гомель, Республика Беларусь  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

В настоящее время общеизвестным фактом является то, что внутри двойника, как и в несдвойникованном объеме, имеются полные дислокации [1]. Очевидно, что если внутри двойника могут существовать единичные дислокации, то при соответствующих условиях, например, при интенсивной деформации, ничто не мешает образовываться внутри двойника и группам дислокаций, которые могут упорядочиваться в полосы сдвига.

На рисунке показан фрагмент сдвойникованного объема с полосами сдвига *1* внутри него. Двойник *2* в плоскости (111) имеет параллельные границы. Полосы сдвига внутри двойника криволинейны, что указывает на высокий уровень остаточных внутренних напряжений сформированных источником внешних напряжений.



Полосы сдвига (*1*) внутри двойника (*2*) (x 50)

Полученный результат имеет важное значение в технологии материалов с памятью формы [2], так как позволяет учесть новый механизм усталостного разрушения при многократном передвойниковании эксплуатируемого материала с уникальными физико-механическими свойствами. При этом накопление повреждений может приводить к образованию полос сдвига, взаимодействие с двойниковыми границами которых приводит к локализации напряжений, уровень которых сопоставим с пределом прочности материала.

1. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. – 301 с.
2. Остриков О.М., Созинов А.Л., Сорока А.В. Исследование пластической деформации поверхности монокристалла Ni<sub>2</sub>MnGa методом индентирования // Инженерно-физический журнал. – 2012. – Т. 85, № 5. – С. 1132 – 1141.

## УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА С НЕТОНКИМ МЕХАНИЧЕСКИМ ДВОЙНИКОМ В СЛУЧАЕ ПЛОСКОГО ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

**Остриков О.М.**

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Новым современным научным направлением является развитие механики деформируемого твердого тела с механическими двойниками. Этот раздел механики приобретает все более высокую значимость в связи с все более широким практическим применением материалов с памятью формы в технических системах нового поколения. Уникальные физико-механические свойства данных материалов полностью определяются процессами, родственными механическому двойникованию. Поэтому можно ожидать, что в ближайшем будущем значимость механики двойникования будет такой же, какую имеет в настоящее время механика разрушения.

Условие равновесия твердого тела в случае плоского деформированного состояния при отсутствии внешних сил имеет вид

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y} = 0 \\ \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} = 0 \end{cases}$$

Нетрудно показать, что для твердого тела с нетонким двойником из данной системы можно получить условие равновесия в следующем виде

$$\begin{cases} \int_0^L \sqrt{1 + (f_1'(x_0))^2} \rho_1(x_0) \left[ \frac{\partial \sigma_{xx}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial y} \right] dx_0 + \\ + \int_0^L \sqrt{1 + (f_2'(x_0))^2} \rho_2(x_0) \left[ \frac{\partial \sigma_{xx}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial y} \right] dx_0 = 0 \\ \int_0^L \sqrt{1 + (f_1'(x_0))^2} \rho_1(x_0) \left[ \frac{\partial \sigma_{xy}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial y} \right] dx_0 + \\ + \int_0^L \sqrt{1 + (f_2'(x_0))^2} \rho_2(x_0) \left[ \frac{\partial \sigma_{xy}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial y} \right] dx_0 = 0 \end{cases}$$

где  $\rho_1(x_0)$  и  $\rho_2(x_0)$  – плотности двойникующих дислокаций на первой и второй двойниковых границах соответственно;  $\sigma_{ij}^{(1,0)}(x, y, x_0)$  и  $\sigma_{ij}^{(2,0)}(x, y, x_0)$  – напряжения, создаваемые на двойниковых границах отдельными дислокациями ( $i$  и  $j$  принимают значения  $x$  или  $y$ );  $f_1(x_0)$  и  $f_2(x_0)$  – функции, описывающие форму первой и второй границы двойника соответственно;  $x_0$  – параметр интегрирования;  $L$  – длина двойника.

# УРАВНЕНИЕ СОВМЕСТНОСТИ ДЕФОРМАЦИЙ ДЛЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА С НЕТОНКИМ МЕХАНИЧЕСКИМ ДВОЙНИКОМ

**Остриков О.М.**

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Развитие механики двойникования твердых тел имеет важное значение, соизмеримое с ролью механики разрушения в современной механике сплошных сред. В решении задач механики деформируемого твердого тела особую роль играют уравнения совместности деформаций. Представляет интерес их получение для твердого тела с двойником.

Уравнения совместности для случая плоской деформации имеет вид

$$\frac{\partial^2 \varepsilon_{xx}}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \varepsilon_{yy}}{\partial x^2} = 2 \frac{\partial \varepsilon_{xy}}{\partial x \partial y},$$

где  $\varepsilon_{ij}$  – компоненты тензора деформаций ( $i$  и  $j$  принимают значения  $x$  или  $y$ ).

Отсюда для твердого тела с нетонким двойником получаем

$$\begin{aligned} & \left(1 - \nu^2\right) \left[ \int_0^L \sqrt{1 + (f_1'(x_0))^2} \rho_1(x_0) \left[ \frac{\partial^2 \sigma_{xx}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \sigma_{yy}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial x^2} \right] dx_0 + \right. \\ & \left. + \int_0^L \sqrt{1 + (f_2'(x_0))^2} \rho_2(x_0) \left[ \frac{\partial^2 \sigma_{xx}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \sigma_{yy}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial x^2} \right] dx_0 \right] - \\ & - \nu(1 + \nu) \left[ \int_0^L \sqrt{1 + (f_1'(x_0))^2} \rho_1(x_0) \left[ \frac{\partial^2 \sigma_{xx}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \sigma_{yy}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial y^2} \right] dx_0 + \right. \\ & \left. + \int_0^L \sqrt{1 + (f_2'(x_0))^2} \rho_2(x_0) \left[ \frac{\partial^2 \sigma_{xx}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \sigma_{yy}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial y^2} \right] dx_0 \right] = \\ & = \frac{E}{\mu} \left[ \int_0^L \sqrt{1 + (f_1'(x_0))^2} \rho_1(x_0) \frac{\partial^2 \sigma_{xy}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial x \partial y} dx_0 + \right. \\ & \left. + \int_0^L \sqrt{1 + (f_2'(x_0))^2} \rho_2(x_0) \frac{\partial^2 \sigma_{xy}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial x \partial y} dx_0 \right]. \end{aligned}$$

Здесь  $\nu$  – коэффициент Пуассона;  $L$  – длина двойника;  $f_1(x_0)$  и  $f_2(x_0)$  – функции, описывающие форму первой и второй границы двойника соответственно;  $x_0$  – параметр интегрирования;  $\rho_1(x_0)$  и  $\rho_2(x_0)$  – плотности двойникующих дислокаций на двойниковых границах;  $\sigma_{ij}^{(1,0)}(x, y, x_0)$  и  $\sigma_{ij}^{(2,0)}(x, y, x_0)$  – напряжения, создаваемые на первой и второй двойниковых границах, соответственно, отдельными дислокациями;  $E$  – модуль Юнга;  $\mu$  – модуль сдвига.

## УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА С НЕТОНКИМ ДЕФОРМАЦИОННЫМ ДВОЙНИКОМ В СЛУЧАЕ ПЛОСКОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Развитие теории двойникования представляется невозможным без использования методов механики деформируемого твердого тела, так как формирование механических двойников связано с деформированием двойникующегося материала. Расчет напряжений и деформаций в твердом теле с двойником не может обойтись без используемой в механике гипотезы сплошности среды. Представляет интерес решение задачи о равновесии твердого тела с нетонким двойником при плосконапряженном состоянии.

В случае плоского напряженного состояния условие равновесия твердого тела при отсутствии внешних сил имеет вид

$$\frac{\partial \sigma_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yz}}{\partial y} = 0.$$

Для твердого тела с нетонким двойником из данного уравнения можно получить условие равновесия в следующем виде

$$\int_0^L \sqrt{1 + (f_1'(x_0))^2} \rho_1(x_0) \left[ \frac{\partial \sigma_{xz}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yz}^{(1,0)}(x, y, x_0)}{\partial y} \right] dx_0 + \\ + \int_0^L \sqrt{1 + (f_2'(x_0))^2} \rho_2(x_0) \left[ \frac{\partial \sigma_{xz}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yz}^{(2,0)}(x, y, x_0)}{\partial y} \right] dx_0 = 0,$$

где  $L$  – длина двойника;  $\rho_1(x_0)$  и  $\rho_2(x_0)$  – плотности двойникующих дислокаций на первой и второй двойниковых границах соответственно;  $\sigma_{ij}^{(1,0)}(x, y, x_0)$  и  $\sigma_{ij}^{(2,0)}(x, y, x_0)$  – напряжения, создаваемые на двойниковых границах отдельными дислокациями ( $i$  и  $j$  принимают значения  $x, y$  или  $z$ );  $f_1(x_0)$  и  $f_2(x_0)$  – функции, описывающие форму первой и второй границы двойника соответственно;  $x_0$  – параметр интегрирования.

Расчеты показали, что приведенное выше условие равновесия выполняется независимо от геометрических параметров двойников. Это связано с тем, что напряжения, создаваемые отдельными двойникующими дислокациями скомпенсированы. Поэтому скомпенсированными являются и напряжения, обусловленные всеми дислокациями двойниковых границ.



# ФОРМИРОВАНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ АНСАМБЛЕЙ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ НАПРАВЛЕНИЯХ СКРАЙБИРОВАНИЯ ЕГО ПОВЕРХНОСТИ (111)

Симанович Н.М., Остриков О.М., Кульгейко М.П.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Способ деформационного нагружения и параметры деформации оказывают определяющее влияние на характер генерации двойниковых ансамблей. В условиях скрайбирования значительные особенности образования двойников наблюдаются в области границ царапины, образованных движущимся индентором. В ранее выполненных исследованиях [1, 2] установлены закономерности и количественные зависимости образования двойниковых ансамблей от нагрузки на индентор и длины пути скрайбирования монокристалла висмута.

Целью данной работы является исследование образования клиновидных двойников в монокристалле висмута в зависимости от направления скрайбирования его поверхности (111) по отношению к кристаллографическим направлениям двойникования.

Изучалась картина расположения двойниковых ансамблей, сформированных при царапании поверхности монокристалла под углом от  $0-30^\circ$  к выбранной плоскости двойникования при различной нагрузке вдавливания индентора. Направление образующихся двойников во всех вариантах скрайбирования образует базовую сетку с углом  $60^\circ$ . Двойники, расположенные вдоль царапины под углом  $60^\circ$  к ее оси, характерны для скрайбирования в плоскости двойникования, т.е. при угле  $0^\circ$ . При скрайбировании под углом  $15^\circ$  и  $30^\circ$  базовая сетка двойниковых ансамблей повернута на угол  $15^\circ$  и  $30^\circ$ , соответственно. В целом базовая сетка остается инвариантной по отношению к направлению скрайбирования и определяется строением кристаллической решетки монокристалла висмута.

Характерной особенностью образования двойников при скрайбировании является их серповидная форма. Данный вид распространения двойниковых прослоек наблюдается, преимущественно, при большей глубине вдавливания индентора. Искривленная форма двойников обусловлена особенностями напряженно-деформированного состояния вдоль границ царапины, созданного движущимся индентором. Деформация кристаллической решетки происходит под действием перемещающегося с большей глубиной внедрения индентора, который вызывает большие механические напряжения, чем в случае меньшей глубины внедрения индентора. В связи с этим зарождение двойникообразующих дислокаций и их распространение в области, прилегающей к границам царапины, происходит при искаженной кристаллической решетке. Таким образом, направление распространения двойниковых прослоек в этой области отличается от расположения базовой сетки двойниковых ансамблей в недеформированной области кристалла.

1. Кульгейко, Н.М. Особенности двойникования монокристалла висмута при скрайбировании его поверхности (111) индентором Виккерса / Н.М. Кульгейко, О.М. Остриков // Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого. – 2015. - №2(61). – С. 42 – 50.
2. Кульгейко, Н.М. Закономерности образования двойников у границ царапины при скрайбировании поверхности (111) монокристалла висмута индентором Виккерса / Н.М. Кульгейко, О.М. Остриков // Веснік Магілёўскага дзяржаўнага ўніверсітэта імя А.А. Куляшова. – 2016. – №1(47). – С. 74–81.

# ВЛИЯНИЕ РАСПОЛОЖЕНИЯ РЕБЕР ИНДЕНТОРА ВИККЕРСА ПО ОТНОШЕНИЮ К НАПРАВЛЕНИЮ СКРАЙБИРОВАНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА

Симанович Н.М., Остриков О.М.

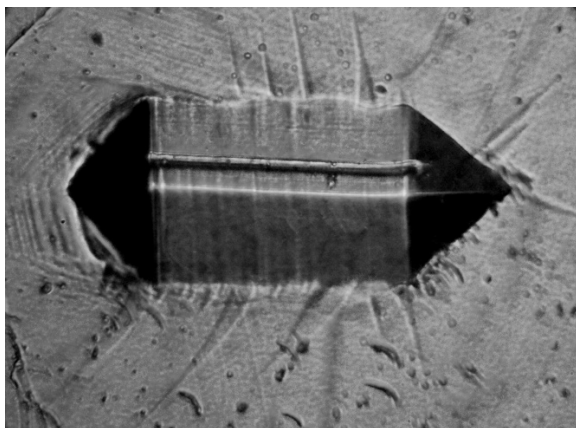
*Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П. О. Сухого», г. Гомель, Республика Беларусь, [omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)*

Образование двойниковых ансамблей при скрайбировании характеризуется особенностями деформации поверхности монокристалла при создании царапины внедренным индентором. Механизм образования царапины сопровождается явлениями пластического деформирования, резания, диспергирования и хрупкого разрушения материала с образованием навалов, выколов, вспучивания и т. д.

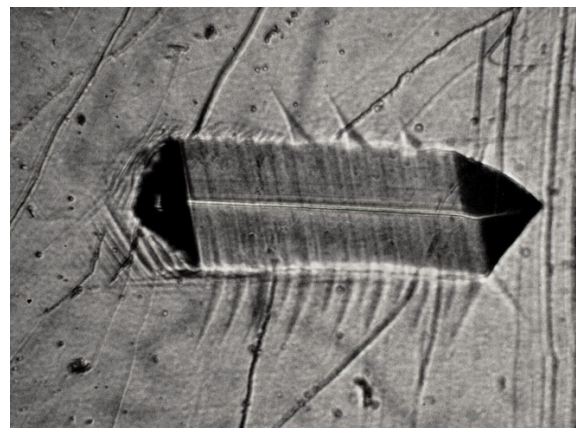
Напряженно-деформированное состояние материала вдоль границ царапины, а, следовательно, и характер образования двойников, определяется целым рядом параметров процесса скрайбирования, в том числе и ориентацией ребер пирамидального индентора по отношению к направлению его перемещения.

Целью работы является изучение образования двойников у границ царапины при изменении исходного расположения индентора относительно направления скрайбирования.

Исследование деформационной картины двойниковогоания проводилось методом оптической микроскопии при различных режимах скрайбирования. При этом царапание выполняли как при прямом (в направлении ребра индентора) так и при угловом (ребро индентора повернуто относительно направления его перемещения) скрайбировании. Типичные ансамбли двойников при прямом (*a*) и угловом (*b*) скрайбировании представлены на рисунке.



*a*



Как при прямом, так и при угловом скрайбировании двойники преимущественно не искривлены. Искривление двойников наблюдается у их устья, где происходит значительное искажение кристаллической решетки и, очевидно, плоскостей двойниковогоания. В отличие от прямого при угловом скрайбировании напряженно-деформированное состояние у противоположных границ царапины различное. Вследствие этого со стороны идущего впереди бокового ребра индентора образуется несколько двойников, чаще от 3 до 5, с уширенным устьем. С другой стороны царапины наблюдаются многочисленные плотно расположенные двойники серповидной формы. В то время как при прямом скрайбировании количество двойников с обеих сторон царапины примерно одинаковое.

## ФОРМИРОВАНИЕ СЕТКИ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА, ДЕФОРМИРУЕМЫХ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ

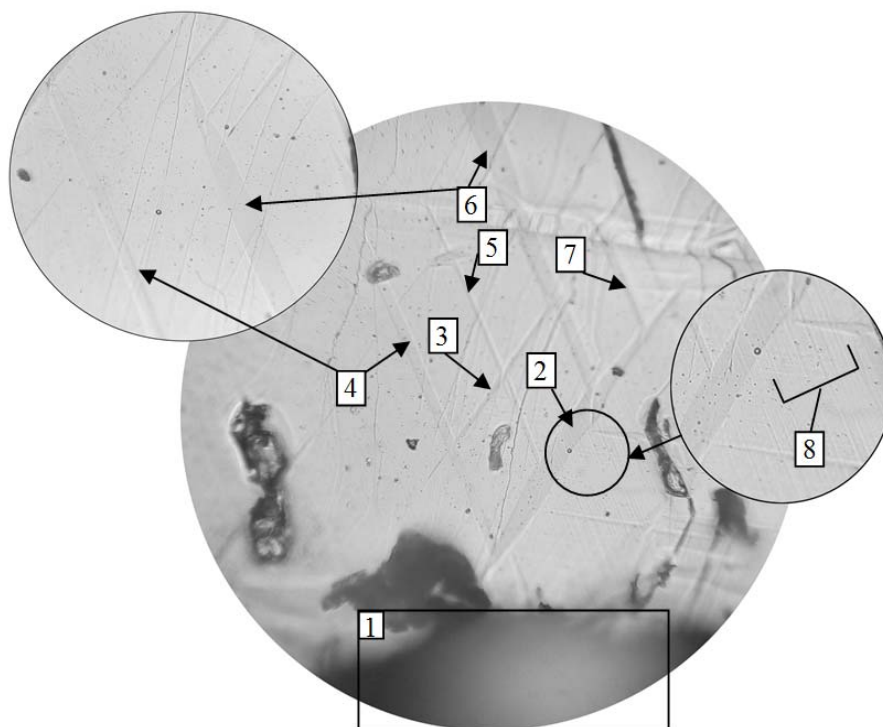
Влашевич В.В., Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого  
г. Гомель, Республика Беларусь  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)*

Зарождение трещин приводящих к разрушению двойникующегося материала, напрямую связано с механическим двойникованием. Поэтому наиболее перспективны и актуальны в настоящее время исследования взаимодействия двойникования и разрушения.

Целью работы стал анализ двойникового ландшафта, наблюдаемого на деформируемой сосредоточенной нагрузкой поверхности (111) монокристалла висмута при воздействии на индентор сверхвысоких нагрузок (порядка 2 – 5 кгс/мм<sup>2</sup>).

На рисунке представлена ромбовидная сетка двойников 2 – 6 преимущественно не исходящих от отпечатка индентора 1. Наблюдаются линзовидные двойники с некогерентными (2, 3, 5, 6) и когерентными границами 4. Рядом с двойником 2 на нижней границе наблюдаются параллельные полосы скольжения 8. Из-за большой локализации полос скольжения 8, нижняя граница двойника 2 имеет вогнутость, обусловленную высокими деформационными напряжениями. Наблюдается ветвление линзовидного двойника 2 с образованием двойников 4 – 7. Образование данных двойников вызвано наличием препятствий (стопоров) на пути движения дислокаций. При пересечении двойников 3 – 5 образующих ромбовидную сетку, наблюдается искривление границ двойников 4 и 5. Это говорит о том, что двойники 4 и 5 не являются непреодолимыми препятствиями для двойника 3.



Сетка двойников у отпечатка конического индентора на поверхности (111) монокристалла висмута

# ОСОБЕННОСТИ ДВОЙНИКОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА ПРИ ВЫСОКИХ НАГРУЗКАХ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ (111)

Влашевич В.В., Остриков О.М.

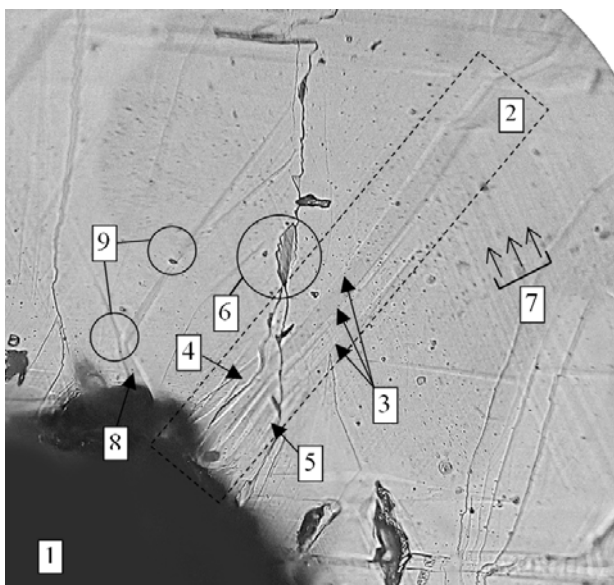
*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого  
г. Гомель, Республика Беларусь  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)*

Современные технологии и технические системы требуют применения наиболее качественных материалов. Высокая разрушаемость и недолговечность таких материалов ведет к большим материальным затратам. Поэтому актуальными являются исследования в области прогнозирования на прочность и разрушаемость материалов с уникальными физическими свойствами. В связи с этим целью работы стало исследование особенностей двойникования монокристаллов висмута (Ві) при воздействии на индентор сверхвысоких нагрузок.

Образцы монокристалла Ві для исследования получены методом Бриджмена. Поверхность (111) деформировалась коническим индентором нагрузкой 2 – 5 кгс/мм<sup>2</sup>.

На рисунке представлена остаточная деформационная картина на поверхности (111) монокристалла висмута после снятия нагрузки. Возле оставленного индентором отпечатка 1 наблюдается исходящую от него двойниковая прослойка 2, которая имеет как когерентные, так и некогерентные участки.

Стрелками 3 показаны несдвойникованные области. Это указывает на взаимодействие двойниковой прослойки с напряженными зонами монокристалла. От отпечатка 1 исходят микротрещины 4 и 5, находящиеся в теле двойниковой прослойки 2. В области взаимодействия двойниковой прослойки 2 и трещин 4, 5 наблюдается искривление границ ансамбля двойников 3. Вогнутость границ в области 6, двойниковой прослойки 2, интерпретируется высокой локализацией внутренних напряжений в области неоднородности структуры кристалла. Присутствие внутренних напряжений вдали от отпечатка обозначены полосами скольжения 7. Двойник 8 подвергся ветвлению в областях 9.



Область на поверхности (111) монокристалла висмута возле отпечатка индентора (x 10)

## ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ МИКРОДВОЙНИКОВ С МИКРОСКОПИЧЕСКИМИ ДЕФЕКТАМИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА ПРИ ИХ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

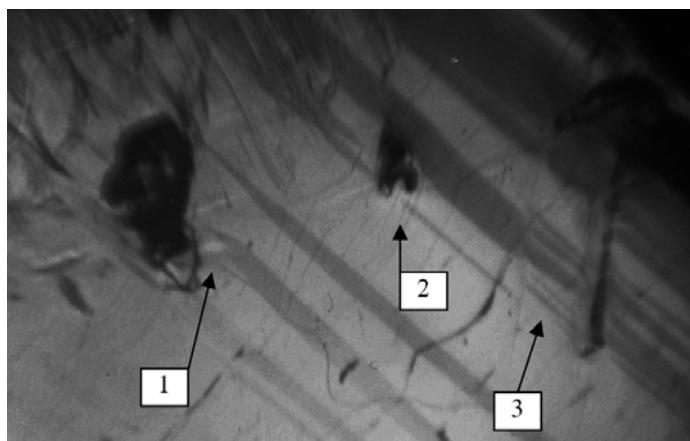
Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Дефекты кристаллической решетки оказывают существенное влияние на процесс механического двойникования. Существенные особенности формы двойников наблюдаются при их взаимодействии с пластически деформированными областями, полосами сдвига или включениями, размер которых соизмерим, или превышает, ширину двойников.

Целью данной работы стало изучение особенностей механического микродвойникования в монокристаллах висмута при наличии в них микроскопических включений в случае одноосного сжатия образца.

На рисунке представлена область монокристалла висмута на его поверхности (111) с несколькими микроразмерными дефектами.



Взаимодействие механических двойников с препятствиями в монокристаллах Вi (x 100)

На рисунке стрелкой 1 показан двойник с появившейся у его вершины ветви в виде микродвойника другого кристаллографического направления (ветвление кончика двойника). Данный двойник направлен к области вероятной концентрации напряжений у включения.

Стрелкой 2 отмечен случай, когда включение разделяет двойник на две части. Следует отметить, что под включением данный двойник может быть цельным с областью раздвойникования, вызванным напряжениями включения. Выше включения расположился двойник, имеющий ширину, приблизительно равную линейному размеру включения. Данный двойник претерпел искривление в результате огибания данного включения.

Стрелкой 3 на рисунке отмечена сдвойникованная область между двумя полосами сдвига. В этой области наблюдается группа параллельных двойников разной ширины. Вероятно, причиной появления данных двойников стал рассмотренный выше двойник относительно большой ширины, разделившийся после взаимодействия с полосами сдвига на группу двойников меньшей ширины.

## ОСОБЕННОСТИ СПЛЕТЕНИЯ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА ПРИ ИХ ИНТЕНСИВНОМ ОДНООСНОМ СЖАТИИ

Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Вся многогранность форм проявления механического двойникования при различных условиях деформирования двойникующегося материала в настоящее время еще не изучена. Имеются результаты экспериментальных исследований по изучению особенностей формообразования двойников, их ветвления, зарождения вдали от концентратора напряжений и т. д.

Целью данной работы стало изучение особенностей взаимодействия групп двойников различных кристаллографических направлений в одноосно деформируемом монокристалле висмута.

На рисунке представлен вид на поверхности (111) монокристалла висмута пересечения групп параллельных двойников двух различных направлений двойникования. Картина пересечения двойников имеет вид сплетения.



Ансамбль сплетенных двойников в монокристалле висмута (x100).  
Вид на поверхности (111)

Отличительной особенностью взаимодействия двойников друг с другом в этом случае является то, что после пересечения динамического двойника со статическим двойником другого кристаллографического направления ширина развивавшегося двойника уменьшается порой более чем в два раза. При этом тело статического двойника искривляется в результате ротационного сдвига.

Наблюдалось и полное торможение статическим двойником динамического двойника. Участки отдельных двойников приобретали серповидную форму. После прохождения динамическим двойником статического двойника первый разделялся на два параллельных двойника одного кристаллографического направления. При этом ширина таких двойников, как правило, значительно меньше, чем ширина динамического двойника до столкновения со статическим двойником. Имело место и разделение вершины динамического двойника на две еще до пересечения статического двойника.

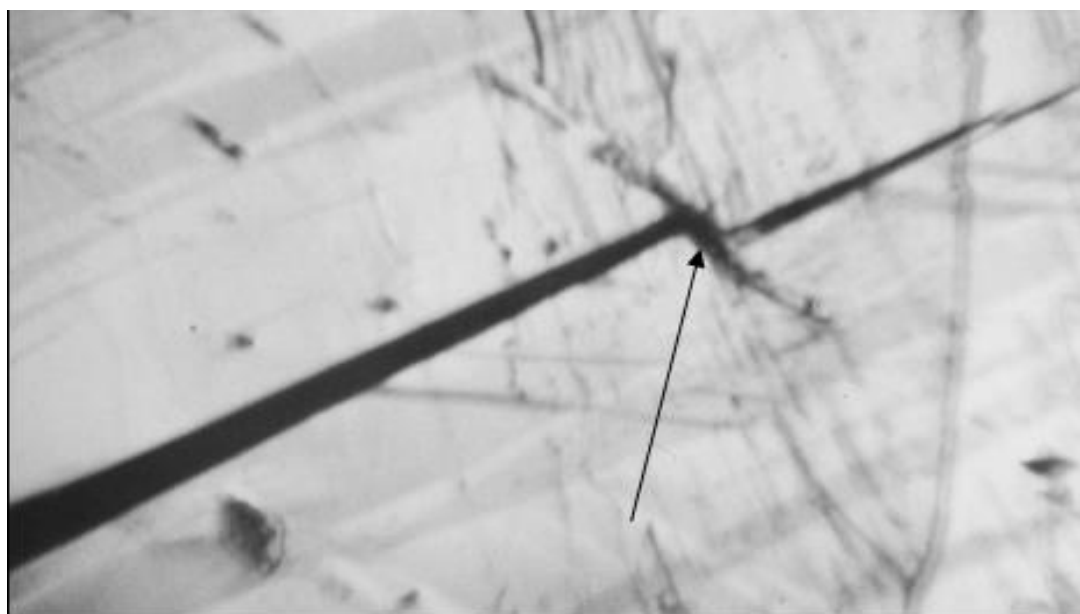
## ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТРЕЩИН С ДВОЙНИКОВЫМИ ПРОСЛОЙКАМИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА

Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Двойниковые границы являются концентраторами больших внутренних напряжений. Это приводит к тому, что двойникование является инициатором зарождения разрушения. С другой стороны, двойниковые границы являются препятствиями для развития трещин, и изучение взаимодействия трещин с двойниками с точки зрения поиска методов торможения разрушения представляется актуальным.

На рисунке стрелкой отмечен результат взаимодействия трещины с двойником после локального раздвойникового. В области взаимодействия наблюдается излом трещины. Это указывает на наличие энергетических затрат для трещины на преодоление такого препятствия, как двойниковая прослойка. Как видно из рисунка, величина излома трещины после раздвойникового превышает ширину трещины в области ее взаимодействия с двойником.



Излом трещины в монокристалле висмута (x100)

При высоком уровне внешних напряжений, инициировавших раздвойникование, в области излома трещины наблюдается зарождение вторичного разрушения в направлении, перпендикулярном направлению развития трещины. На рисунке это проявляется в том, что ширина излома трещины почти в два раза превышает ширину двух частей трещины в области ее излома.

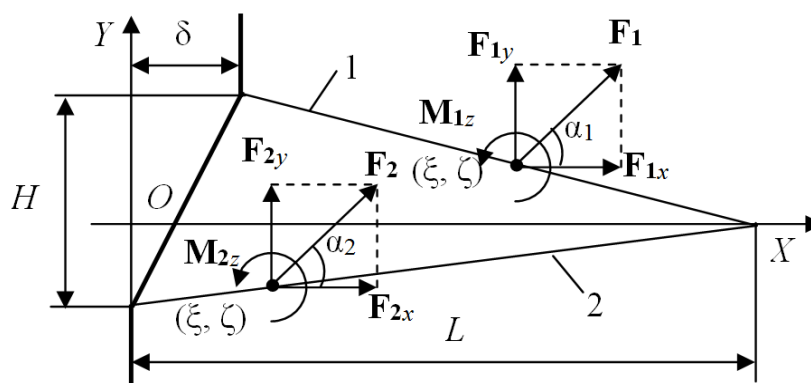
Таким образом, обнаружен требующий систематического исследования ряд особенностей взаимодействия трещин с механическими двойниками.

## СИЛОВОЙ БАЛАНС НА ГРАНИЦАХ ОСТАТОЧНОГО КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА

Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого  
г. Гомель, Республика Беларусь  
omostrikov@mail.ru*

Для определения равновесных параметров двойников необходимо знание силового баланса на их границах. На рисунке представлена схема действия сил в точках на границах двойника клиновидной формы.



Согласно предложенной схеме можно записать:

$$\begin{cases} \vec{F}_1 + \vec{S}_1 + \vec{F}_1^e + \vec{R}_1 = 0 \\ \vec{F}_2 + \vec{S}_2 + \vec{F}_2^e + \vec{R}_2 = 0 \end{cases}$$

где  $\vec{F}_1$  – сила, действующая в точке на границе 1 со стороны двойникующих дислокаций двойника на границах 1 и 2;  $\vec{S}_1$  и  $\vec{S}_2$  – сила внутреннего трения, действующая на двойникующие дислокации на границах 1 и 2 двойника, соответственно;  $\vec{F}_1^e$  и  $\vec{F}_2^e$  – результирующая внешних сил, действующая на двойникующие дислокации на границах 1 и 2 двойника, соответственно;  $\vec{R}_1$  и  $\vec{R}_2$  – сила, действующая на двойникующие дислокации на границах 1 и 2 двойника, соответственно, и обусловленная наличием свободной поверхности;  $\vec{F}_2$  – сила, действующая в точке на границе 2 со стороны двойникующих дислокаций двойника на границах 1 и 2.

Моменты сил, действующие в точках на двойниковых границах:

$$\begin{cases} M_{1z} = M_{11z} + M_{12z} = 0 \\ M_{2z} = M_{22z} + M_{21z} = 0 \end{cases}$$

$M_{11z}$  и  $M_{22z}$  – моменты в точках на границах 1 и 2, соответственно, действующие со стороны двойникующих дислокаций на границах 1 и 2;  $M_{12z}$  – момент в точке на границе 1, действующий со стороны двойникующих дислокаций на границе 2;  $M_{21z}$  – момент в точке на границе 2, действующий со стороны двойникующих дислокаций на границе 1.



## О РЕЗОНАНСЕ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ

Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого  
г. Гомель, Республика Беларусь  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)*

Развитие теории двойникования позволит получить аппарат для прогнозирования новых явлений для последующей постановки экспериментов по детальному изучению этих явлений. В качестве примера таких новых явлений можно рассматривать резонанс двойниковых границ.

Цель данной работы – показать математически возможность резонанса двойниковой границы.

Рассмотрим призматический образец с двойниковой границей в плоскости, перпендикулярной боковым граням призмы. Пусть одноосное деформирование образца осуществляется путем приложения переменных по времени  $t$  внешних сил  $F(t)$  к торцевым поверхностям призмы. При знакопеременных нагрузках

$$F(t) = F \cos(\gamma t + \varphi), \quad (1)$$

где  $\gamma$  – частота;  $\varphi$  – фаза;  $F$  – максимальное значение внешней силы.

При  $\varphi = 0$  уравнение движения двойниковой границы примет вид:

$$\ddot{x} + 2\lambda\dot{x} + \omega_0^2 x = \frac{F}{\beta} \cos \gamma t. \quad (2)$$

Здесь  $\lambda$  – имеет физический смысл коэффициента затухания возвратно-поступательного движения двойниковой границы;  $\omega_0$  – собственная частота колебаний границы двойника;  $\beta$  – эмпирический коэффициент, имеющий смысл меры инертности двойниковой границы.

Решение уравнения (2) имеет вид:

$$x(t) = ae^{-\lambda t} \cos(\omega t + \alpha) + b \cos(\gamma t + \delta), \quad (3)$$

где  $\omega = \sqrt{\omega_0^2 + \lambda^2}$ ;  $b = \frac{F}{\beta \sqrt{(\omega_0^2 - \gamma^2)^2 + 4\lambda^2 \gamma^2}}$ ;  $\operatorname{tg} \delta = \frac{2\lambda\gamma}{\gamma^2 - \omega_0^2}$ ;  $a$  и  $\alpha$  – вещественные константы.

Отсюда видно, что при  $\gamma \approx \omega_0$  амплитуда смещения двойниковой границы  $b$  растет, причем при  $\lambda \rightarrow 0$   $b \rightarrow \infty$ .

Малая величина  $\lambda$  свойственна, например, для двойников ферромагнитных сплавов с памятью формы, у которых и можно прогнозировать резонансное поведение границ.

Таким образом, математически показана возможность резонансного поведения двойниковых границ.

# ДИНАМИКА ГРАНИЦ ОСТАТОЧНОЙ ДВОЙНИКОВОЙ ПРОСЛОЙКИ

Остриков О.М.

Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого

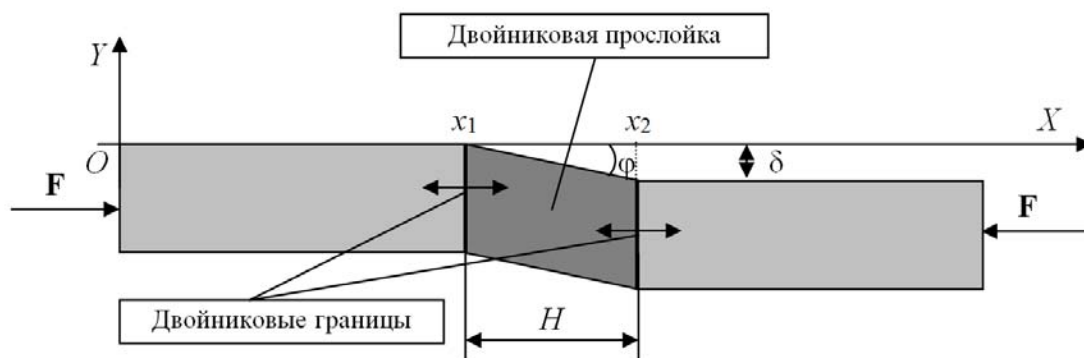
г. Гомель, Республика Беларусь

[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Известно большое количество экспериментальных работ, посвященных изучению движения границ единичных двойниковых прослоек. Однако требуется детальное математическое описание динамических границ двойника в деформируемом твердом теле. Это позволит прогнозировать те явления, постановка эксперимента для которых затруднительна.

Целью данной работы стала разработка математического описания динамических границ двойниковой прослойки в условиях одноосного сжатия или растяжения двойникового материала.

На рис. 1 представлена схема для постановки рассматриваемой задачи.



**Рис. 1.** Схематическое изображение границ остаточной двойниковой прослойки в одноосно деформируемом твердом теле

Лагранжианы, использовавшиеся для описания движения границ двойниковой прослойки, имели следующий вид:

$$\begin{cases} L_1 = \frac{\beta_1 \dot{x}^2}{2} - \alpha_1 x - \frac{k_1 x^2}{2} + xF_1(t) + xF_{12}(t) \\ L_2 = \frac{\beta_2 \dot{x}^2}{2} - \alpha_2 x - \frac{k_2 x^2}{2} + xF_2(t) + xF_{21}(t) \end{cases}, \quad (1)$$

где  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ ,  $\beta_1$  и  $\beta_2$ ,  $k_1$  и  $k_2$  – эмпирические коэффициенты;  $F_{12}(t)$  – сила, действующая на первую границу со стороны второй;  $F_{21}(t)$  – сила, действующая на вторую границу со стороны первой;  $F_1(t)$  и  $F_2(t)$  – силы, действующие на первую и вторую двойниковую границы со стороны внешней силы, деформирующей твердое тело с двойником, и обусловленные зависящим от внешних сил локальным напряженным состоянием у каждой границы двойниковой прослойки.

Подстановка (1) в уравнения движения позволяет получить уравнения описывающие движение двойниковых границ и учитывать основные факторы, влияющие на динамику границ двойника.

# НАПРЯЖЕНИЯ У ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО МАТЕРИАЛА ВОЗЛЕ ПОЛОСЫ СДВИГА ПРИ ПРИЛОЖЕНИИ К МАТЕРИАЛУ НОРМАЛЬНОЙ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ

Рюмцев А.А., Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого»

г. Гомель, Республика Беларусь

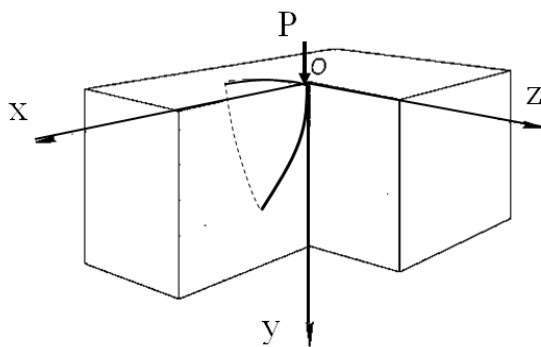
[alexrumceff@gmail.com](mailto:alexrumceff@gmail.com);

[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

На основании исследований экспериментальных работ по изучению металлических стекол, были определены важные направления дальнейшего развития теории напряженного состояния аморфного материала, в частности исследование распределения напряжений в материале под нагрузкой. Без информации о напряженном состоянии аморфного материала, такого как металлические стекла, представляется невозможным полное и точное определение сфер применения данного перспективного материала.

Поэтому цель работы заключается в разработке методики определения и расчета напряжений в аморфном материале возле полосы сдвига при приложении к материалу нормальной сосредоточенной нагрузки, в частном случае расположения полосы сдвига у поверхности аморфного материала.

Предлагаемая методика основана на модели деформации и распределения напряжений в упругом полупространстве, возникающих при их контактном взаимодействии в случае, когда деформация достаточно мала для применения теории упругости. Согласно данной модели нагружение образца производится сосредоточенной силой  $P$ , которое можно представить как вдавливание иглы в полупространство вдоль оси  $Y$  (рис. 1). Расчет производился на единицу длины, измеренной вдоль оси  $Y$  [4].



**Рис. 1.** Схематическое изображение полосы сдвига типа изогнутого луча у поверхности аморфного материала в разрезе

Тогда можно принять, что напряжения, вызываемые приложением внешней нормальной силой, рассчитываются по формулам механики контактного взаимодействия. Однако в виду того, что полоса сдвига также вызывает напряжения в теле аморфного материала, методика расчета полей которых у криволинейной полосы сдвига, находящейся у поверхности аморфного материала известна, то общая картина распределения напряжений будет представлять собой сумму данных напряжений.

Таким образом, определен подход к формированию методики расчета напряжений в аморфном материале у полосы сдвига, расположенной у поверхности аморфного материала, при приложении к нему нормальной сосредоточенной нагрузки.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ГРАНИЦЫ ОСТАТОЧНОГО ДВОЙНИКА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНЕЙ НАГРУЗКИ

Остриков О.М.

*Гомельский государственный технический университет имени П.О.Сухого*  
*г. Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Интерес к механическому двойникованию кристаллов в настоящее время возрос в связи с широким практическим использованием материалов с памятью формы, уникальные физико-механические свойства которых полностью определяются бездиффузионными фазовыми превращениями родственными процессу двойникования. Инерционность эффекта памяти формы зависит от подвижности границы раздела мартенсит/аустенит. Поэтому разработка математической модели движения двойниковой границы является актуальной.

Лагранжиан динамической границы остаточного двойника может быть представлен в виде:

$$L = \frac{\beta \dot{x}^2}{2} - \alpha x - \frac{kx^2}{2} + xF(t),$$

где  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $k$  – эмпирические коэффициенты.

Соответственно уравнение движения примет вид:

$$\ddot{x} + 2\lambda \dot{x} + \omega_0^2 x = \frac{1}{\beta} F(t),$$

где  $2\lambda = \alpha/\beta$ ,  $\omega_0^2 = k/\beta$ .

Начальные условия:  $x(0) = x_0$ ,  $\dot{x}(0) = V_0$ .

Согласно экспериментальным данным для ферромагнитных сплавов Гейслера с памятью формы можно принять  $\lambda = 0$ .

Важное практическое значение имеет рассмотрение условий движения границы под действием внешней силы:  $F(t) = \text{const}$ ;  $F(t) = F \cos(\gamma t + \varphi)$  (знакопеременная нагрузка);  $F(t) = F(1 + f - \cos(\gamma t + \varphi))$  (пульсирующая нагрузка);  $F(t) = Fe^{-\sigma t}$  (импульсная нагрузка), где  $\gamma$  – частота;  $\varphi$  – фаза;  $F$  – максимальное значение внешней силы;  $f$  – некоторая константа, равная нулю, когда цикл нагружения завершается полной разгрузкой;  $\sigma$  – константа.

Для каждого способа нагружения установлен закон движения двойниковой границы. При этом представляет интерес, прогнозируемый при  $\lambda = 0$ , резонанс двойниковой границы при знакопеременной нагрузке, когда ее частота приближается к значению  $\omega_0$ .

## ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu–Zn В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Печина Е.А.<sup>1</sup>, Данилова Е.С.<sup>2</sup>, Иванов С.М.<sup>1</sup>, Дорофеев Г.А.<sup>1</sup>, Ладьянов В.И.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия,  
[el\\_pechina@mail.ru](mailto:el_pechina@mail.ru)

<sup>2</sup>Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия,

Интерес к процессам структурообразования в медно-цинковых сплавах обусловлен широким применением этих материалов в машиностроении, а также характерным для них набором свойств, обуславливающих особенности при производстве заготовок, например, для автомобилестроения [1] в парах трения. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) – эффективный способ формирования объемных субмикро- и наноструктурных материалов с новыми функциональными свойствами [2]. Тем не менее, данные об изменении структуры и свойств сплавов на основе системы Cu–Zn в процессе ИПД практически отсутствуют. Ранее в работе [3] обнаружено, что ИПД кручение двухфазной латуни приводит к распаду второй фазы, наряду с сильным упрочнением, а при механосплавлении элементных порошков Cu и Zn – образование вторичных фаз. Таким образом, изучение закономерностей формирования структуры и свойств сплавов Cu–Zn является, безусловно, актуальным.

В качестве объектов исследования выбраны отливки в однофазном и двухфазном состояниях с различным химическим составом: Cu –  $x\%$  (вес.) Zn ( $x = 18; 42$ ). Образцы двухфазной латуни Cu–42%Zn имели долю  $\beta$ -фазы ~30% и 60% соответственно. Для механосплавления выбраны смеси элементных порошков: Cu –  $x\%$  (вес.) Zn ( $x = 36; 42; 56; 62; 72; 82; 92$ ). ИПД кручение проводили на установке, реализованной на базе гидравлического пресса [4], с непрерывной регистрацией момента кручения. Равноканальное угловое прессование проводили на специализированной установке по маршруту Вс.

Таким образом, в докладе будут представлены результаты исследований по изучению структурно-фазовых превращений в сплавах Cu–Zn, полученных методами ИПД, и их деформационного упрочнения в зависимости от режимов деформации.

*Работа выполнена по направлению исследований в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 г.г. № гос. регистрации АААА-А-16-116021010084-2.*

1. Пугачева Н.Б., Панкратов А.А., Фролова Н.Ю., Котляров И.В. Структурные и фазовые превращения в ( $\alpha+\beta$ )-латунях // *Металлы*, 2006. №3. С.65-75.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.
3. Печина Е.А., Иванов С.М., Ладьянов В.И., Чуков Д.И., Дорофеев Г.А., Кузьминых Е.В., Мокрушина М.И. Непрерывная регистрация крутящего момента при деформации сдвигом как метод оценки эволюции структурно-фазовых превращений // *Деформация и разрушение материалов*, 2013. №4. С.41-48.
4. Иванов С.М., Печина Е.А., Ладьянов В.И., Дорофеев Г.А., Пилюгин В.П., Кузьминых Е.В. Измерение момента кручения в процессе интенсивной пластической деформации в наковальнях Бриджмена // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, 2013. Т.79. Ч.1. №7. С.49-51.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА Ni–Mn–In

Калетина Ю.В., Фролова Н.Ю., Гундарев В.М. Калетин А.Ю.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,  
[kaletina@imp.uran.ru](mailto:kaletina@imp.uran.ru)*

Исследования материалов, проявляющих эффект памяти формы, магнетокалорический эффект, возможность получать гигантские деформации и магнетосопротивление и другие свойства, интересны с точки зрения возможности их применения как в сравнительно простых, так и в высокотехнологичных областях современного приборостроения и техники. Трехкомпонентные сплавы Гейслера на основе Ni–Mn–In относятся к классу таких материалов.

Изменение концентрационных соотношений никеля и марганца, входящих в тройную систему Ni–Mn–In, приводит к смещению критических температур образования аустенитной и мартенситной фаз (температуры мартенситного перехода), которые в значительной степени влияют на физические свойства. Кристаллическая структура определяется химическим составом сплавов, оказывает влияние на магнитную анизотропию, на механические свойства ферромагнитных сплавов, поэтому целью настоящей работы являлось изучение особенностей структуры и её эволюции при замещении никеля марганцем.

Исследовали сплавы семейства  $Ni_{47-x}Mn_{42+x}In_{11}$  ( $0 \leq x \leq 2$ ) после отжига при  $T = 1123$  К в течение 24 ч с последующим охлаждением с печью. Исследования тонкой структуры сплавов методами оптической металлографии, сканирующей и электронной микроскопии, а также рентгеноструктурным методом показали, что при изменении соотношения Ni/Mn в составе сплава наблюдаются закономерные изменения фазового состава, температуры мартенситного перехода и структуры.

Все исследованные сплавы в высокотемпературном состоянии имеют упорядоченную кубическую решетку  $L2_1$  фазы. При охлаждении во всех сплавах происходит мартенситное превращение, сопровождающееся перестройкой кристаллической решетки. Температура мартенситного перехода зависит от состава сплава и понижается при уменьшении соотношения Ni/Mn от 1.12 до 1.02.

Сплав  $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$  после отжига при комнатной температуре имеет упорядоченную структуру с кубической решеткой исходной  $L2_1$  фазы. В сплаве  $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$  при комнатной температуре наряду с упорядоченной  $L2_1$  фазой в структуре присутствуют отдельные мартенситные кристаллы. При охлаждении в сплаве  $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$  наблюдается мартенситное превращение по типу  $L2_1 \rightarrow 14M$  с образованием модулированной структуры мартенсита. Установлено, что мартенсит в сплаве  $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$  имеет триклинную решетку и определены её параметры. Внутри мартенситных кристаллов выявлены дефекты упаковки.

Показано, что при замещении атомов никеля атомами марганца структура после отжига изменяется от двухфазной ( $L2_1$ +мартенсит) к однофазной  $L2_1$ . Мартенситное превращение в сплаве  $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$  идет с образованием модулированного мартенсита типа  $14M$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Структура», № 01201463331) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-03-00043).*

# АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ НЕРАВНОМЕРНОГО НАГРЕВА

Вьюненко Ю.Н.<sup>1</sup>, Кожушко В.В.<sup>2</sup>, Волков А.Е.<sup>3</sup>, Черняева Е.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>ООО «Оптимикст Лтд», Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Институт механики металлополимерных систем им В.А.Белого НАН Беларуси,  
г. Гомель, Беларусь

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия  
[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lena@smel.math.spbu.ru)

Работа посвящена изучению акустической эмиссии (АЭ) при термоциклировании сплава TiNi в условиях неравномерного нагрева с целью оценки возможности применения метода АЭ для контроля состояния устройств, использующих эффект памяти формы (ЭПФ), работающих в реальных технологических условиях.

Для исследований были использованы плоские образцы размером 64x10x2,5 мм из сплава Ti-50,6 вес.%Ni. Измерения температурной зависимости внутреннего трения и упругих характеристик проводились на установке DMA Q800 (TA Instruments) по схеме изгиба балки с зафиксированными краями. Измерения проведены на семи частотах от 0,1 до 100 Гц. Показано, что фазовое превращение развивается в интервале температур 38–55°C, где зафиксированы локальные минимумы модуля упругости и максимумы тангенса угла потерь. Абсолютные значения максимума потерь уменьшаются с ростом частоты.

Было показано, что АЭ сильно зависит от расстояния от зоны нагрева до датчика АЭ. Удаление датчика от нагревателя приводит к задержке начала регистрации акустических сигналов и уменьшению их количества. Это связано с тем, что АЭ при обратном превращении «слышна» только от объема материала, расположенного непосредственно около датчика. Приближение источника нагрева к датчику сокращает время прогрева контактной зоны до высокотемпературного состояния. Сокращается и временной интервал регистрации АЭ.

В работе [1] было отмечено значительное влияние термоциклирования с переводом материала из мартенсита в аустенит и обратно на акустическую эмиссию. В исследованных образцах, отожженных при 500°C в течение 17 мин и закаленных в воду, были получены похожие результаты. Количество сигналов в первом цикле было существенно выше, чем в последующих. Однако 48-часовая выдержка образца при комнатной температуре привела к возврату уровня АЭ к почти первоначальному значению. Эти результаты в значительной степени обусловлены фазовым наклепом [1]. Подъем уровня АЭ после выдержки образца при комнатной температуре мог быть вызван изменением фазового состава (увеличением содержания мартенсита) во времени. Почти во всех опытах (за исключением первого термоцикла) прямое превращение сопровождалось большим числом сигналов по сравнению с обратным превращением. По-видимому, это является следствием дилатометрического эффекта (возрастание объема материала) [2]. Кроме того, более высокие упругие свойства металла позволяют улавливать акустические сигналы, сопровождающие превращение в большем объеме.

Развитие эффекта памяти формы при нагреве пластины вносит изменения в АЭ. Во время восстановления формы изогнутой пластины появляется новая, более высокочастотная группа сигналов АЭ, что может предоставить необходимые данные для контроля состояния действующих механизмов.

1. Потекаев А.И., Плотников В.А. Акустическая диссипация энергии при термоупругих мартенситных превращениях. – Томск.: Изд-во НТЛ, 2004. – 196 с.
2. Лихачев В. А., Кузьмин С. Л., Каменцева З. П. Эффект памяти формы. — Л.: Изд-во ЛГУ, 1987

## ЭМИССИЯ И МЕХАНОЭМИССИЯ В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ

Федоров В.А., Карьев Л.Г., Занина А.П.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

В работах [1,2] показано, что в результате комплексного термоэлектрического воздействия на ионный кристалл 1) внутренние поверхности скола образца подвергаются структурным и морфологическим изменениям в виде дислокационных розеток и монокристаллических наростов; 2) происходит восстановление сплошности дефектов типа трещин скола. Одной из основных причин появления и развития монокристаллических наростов, а также залечивания дефектов является эмиссионный ионный ток и механоэмиссия ионов. В связи с этим были поставлены эксперименты по выявлению закономерностей эмиссионного тока в ионных кристаллах, определению работы выхода ионов с поверхности и механоэмиссии.

Опыты проводили в вакууме ( $\sim 0,01$  Па) при температурах  $293 \text{ K} \leq T \leq 793 \text{ K}$  на кристаллах LiF. Эксперименты проводили по схеме плоского конденсатора: одна из граней поверхностей кристалла надежно контактировала с электродом, между вторым электродом и кристаллом оставляли зазор  $\sim 0,1$  мм. Установку размещали под колпаком вакуумного поста УВР-3М. В экспериментах изменяли полярность: прямая, соответствующая положительному потенциалу на свободном электроде, и обратная – в противном случае. Постоянное напряжение (400 В) на образец подавали непрерывно, начиная с  $T = 293 \text{ K}$ .

Появление эмиссионного тока регистрировали при температурах  $T \geq 573 \text{ K}$ . Проводимость ( $\gamma$ ) щелочногалоидных кристаллов удовлетворяет зависимости:  $\gamma(T) = A \exp(-U_{акт}/kT)$ , где  $A$  – термический коэффициент электропроводимости. Такой же зависимости (с точностью до коэффициентов) подчиняется проводимость ( $\gamma_n$ ) участка "поверхность кристалла – электрод", так как определяется идентичным вероятностным механизмом этого процесса. Тогда во втором случае  $U$  будет соответствовать энергии сублимации поверхностного иона (без учета энергии восстановления иона на электроде). Электронная эмиссия в ЩГК практически отсутствует. Определив экспериментально зависимость  $\ln(\gamma_n(I/T))$  для разъема между свободной поверхностью кристалла и электродом, получаем значения  $U$  для прямой и обратной полярности соответственно: 2,16 и 5,02 эВ.

Образование кристаллических наслоений связано с тем, что при бомбардировке ионами фтора положительно заряженной поверхности трещины в зонах пластических сдвигов имеет место механоэмиссия ионов лития. В результате рекомбинационной кристаллизации на положительно заряженной поверхности происходит образование наростов. Предположение о том, что рекомбинационная кристаллизация начинается в области развивающихся деформационных сдвигов, проверено в модельном эксперименте.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-41-03166).*

1. Федоров В.А., Карьев Л.Г., Николькин А.М., Иванов В.П. Поведение поверхностей скола щелочногалоидных кристаллов в электрическом поле при одновременном нагреве // ФТТ. - 1996. - Т. 38. - № 2. - С. 664-666.
2. Иванов В.П., Карьев Л.Г., Федоров В.А. Залечивание трещин в щелочногалоидных кристаллах ионным током // Кристаллография. - 1995. - Т. 40. - № 1. - С. 117-121.



# УСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА МЕТОДАМИ НА ИЗГИБ И РАСТЯЖЕНИЕ

Федотов Д.Ю., Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д.

ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

Для проведения исследования были взяты ленты аморфного металлического сплава на основе Со (Со – 85,5%; Fe – 2,27%; Si – 5,15%; Mn – 4,07%; В – 2%; Cr – 1%) размером 20x3,5x0,02мм. Усталостные испытания образцов проводились методом на растяжение и методом на изгиб.

Испытания на изгиб проводились на специально разработанном устройстве. При этом один конец образца жестко закреплялся в зажиме, на второй конец, посредством кулачкового механизма, циклически оказывалось воздействие. Частота нагружения образца составляла 12 Гц.

При изгибных напряжениях 1,18 ГПа образцы выдерживают до  $4 \times 10^4$  циклов, при напряжениях 1,7 ГПа до  $5,1 \times 10^4$  циклов. Максимальная нагрузка, при которой образцы не разрушаются составляет 0,95 ГПа.

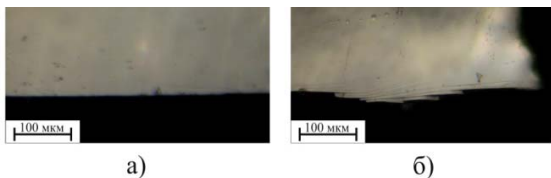


Рис. 1. Траектория роста усталостной трещины: а) в середине образца, б) вблизи края образца

Рост трещин носит хрупкий характер. Вблизи краев образца трещина может переходить в параллельные плоскости, в центре образца ее рост происходит по одной плоскости (рис. 1)

Испытания на растяжение проводились нагрузкой, изменяющейся от некоторого max значения до min во времени, в знакопостоянном цикле, с частотой 2 Гц. В конструкции установки предусмотрено 4 комплекта упругих элементов, обеспечивающих изменение нагрузки: 1) (144–284)МПа; 2) (200–428)МПа; 3) (310–570)МПа; 4) (400–750)МПа. Для всех упругих элементов построены тарировочные графики, по которым через величину перемещения определяли напряжение в образце. Зависимость изменения напряжения от времени имеет вид синусоиды.

Установлено, что ленточные образцы при напряжениях (400–570)МПа выдерживают  $\sim 2,2 \times 10^4$  циклов до разрушения, при напряжениях (310–570)МПа  $\sim 3,3 \times 10^4$  циклов.

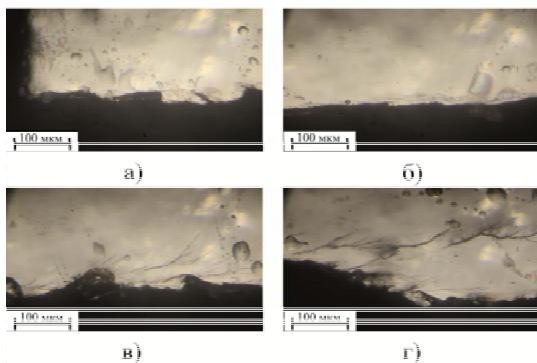


Рис. 2. Траектория роста усталостной трещины: а) зарождение усталостной трещины, б) рост усталостной трещины, в) переход в зону долома, г) зона долома

При росте усталостных трещин выявлены области зарождения трещины, её роста, переходная зона и зона долома (рис. 2). Максимальная нагрузка, при которой образцы не разрушаются составляет 428 МПа.

Отмечено, в зоне долома рост трещины становится ветвистым, количество ветвей возрастает по мере распространения трещины. В области роста усталостной трещины, по её берегам наблюдали параллельно траектории локализованные полосы сдвига. Отмечено, что при снижении величины нагрузки увеличивается зона роста усталостной трещины.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (15-01-04553).

## ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЛЕНТОЧНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА

Федоров В.А., Березнер А.Д., Плужникова Т.Н.,  
Шлыкова А.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,  
Тамбов, РФ  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

Известно, при нагреве аморфных и нанокристаллических сплавов их структура способна перестроиться, что в свою очередь влияет на их свойства. В связи с этим, целью данной работы является: аналитическое исследование деформационного поведения аморфного и нанокристаллического металлических сплавов при комбинированном воздействии температурного поля и постоянной нагрузки, как в исходном состоянии, так и после отжига. При нагреве и постоянной нагрузке деформация образцов аморфных и нанокристаллического сплавов может сопровождаться появлением на кривых ползучести участков скачкообразного увеличения деформации с последующими затухающими гармоническими колебаниями. ДСК исследования лент показали, что область возникновения скачков деформации соответствует интервалу кристаллизации. Проведено физическое моделирование процесса скачкообразной деформации. В образце делали краевой надрез и проводили испытания на ползучесть по описанной выше методике. Скачки деформации статистически проявляются в фиксированной точке кривой, вблизи значения кристаллизационной температуры. Скачкообразная ползучесть аморфных и нанокристаллического сплавов, может быть связана с образованием полос локализованной деформации. По-видимому, скачки пластической деформации, наблюдаемые в экспериментах, инициированы процессами роста кристаллической фазы. Образующиеся при нагреве кристаллы могут выступать в роли концентраторов напряжений, вызывая тем самым скачкообразное развитие полос сдвига, что приводит к появлению скачков деформации на кривых ползучести. Предварительный отжиг вызывает в аморфных сплавах структурные перестройки, переводя систему в более устойчивое состояние, что сказывается на длительности эксперимента: отожженные образцы статистически деформируются дольше. Деформация аморфных сплавов сопровождается образованием заметной утяжки с гофрированием и заканчивается вязким разрушением. Перепад высот рельефа в области образования складок достигает значения 25 мкм. Нанокристаллический образец разрушается хрупко, без гофрирования. Отмечено, что в условиях одноосного механического нагружения, при постоянной температуре окружающей среды преимущественно возникает сдвиговая деформация. Установлено, что для всех экспериментальных кривых возможен подбор аналитической зависимости, которая с точностью до границ применимости механики сплошных сред позволяет прогнозировать различные свойства исследуемых материалов, а именно: скорость деформации и величину удельного сопротивления.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553-а) и гос. задания (проект № 2476)*

## О ВЗАИМОСВЯЗИ ИНТЕНСИВНОСТИ СВЕЧЕНИЯ ЭРОЗИОННОГО ФАКЕЛА С ПРОЦЕССАМИ, ПРОТЕКАЮЩИМИ В ЗОНЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Zr

Федоров В.А., Шлыкова А.А., Березнер А.Д.

*Тамбовский Государственный Университет имени Г.Р.Державина,  
Тамбов РФ  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

Объемные металлические стекла (МС) представляют новое семейство материалов с хорошей способностью к стеклообразованию и высокими механическим свойствами: прочность, износостойкость. В дополнение к механическим свойствам металлические стекла обладают высокой коррозионной стойкостью. В работе исследовано взаимодействие импульсного лазерного излучения с поверхностью МС на основе циркония.

Эксперименты проводили на сплавах  $Zr_{55}Co_{25}Al_{20}$ ,  $Zr_{56}Co_{28}Al_{16}$ ,  $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$ ,  $Zr_{65}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}$ ,  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$ . Образцы имели размер  $6 \times 5 \times 3$  мм. Поверхность образцов была приготовлена как металлографический шлиф. Аморфное состояние сплавов подтверждено методами рентгеновской дифрактометрии и дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC) при скорости нагрева 20 К/мин. Для облучения использовали одиночные импульсы твердотельного лазера (Nd:YAG), с длиной волны 1064 нм, длительностью импульса 3 мс и максимальной энергией 3 Дж. Эксперименты проводили при комнатной температуре в смеси воздуха и аргона. Во время облучения поверхности регистрировали видимое свечение факела фотоэлементом Ф-14 (диапазон длин волн 300-700 нм). Обработку полученных сигналов проводили в программе «Origin». Для исследования зоны воздействия излучения использовали оптический бесконтактный профилометр Wyko NT 9080. Расчет плотности мощности проводили по формуле:  $j=w/ts$ , здесь  $w$  – энергия импульса,  $t$  – время воздействия,  $s$  – площадь зоны воздействия. После воздействия сфокусированного импульсного лазерного излучения на поверхности объемных металлических стекол, образуются «розетки», в центре которых наблюдается микрокристаллическая структура с размером зерна 2-20 мкм, которая по мере приближения к границе «розетки» переходит в радиально растущие кристаллы. Наличие процессов кристаллизации в зоне воздействия подтверждено рентгенографическими методами. В «розетке» выделяются зона оплавления и зона термического влияния. В зоне термического влияния также имеет место рост кристаллов. Размер зоны термического влияния ~25-40 мкм. Введение в сплав меди приводит к значительному сокращению кристаллической составляющей в зонах термического влияния, а в сплавах содержащих медь и серебро, рост кристаллов в зоне термического влияния не наблюдали. При этом, в центре «розетки» в МС с серебром закономерность радиального роста кристаллитов в направлении периферии нарушена. Результаты регистрации эрозионных факелов свечения, при одинаковой плотности мощности, разнятся для различных МС (по элементному составу). Отмечено, что введение в состав МС меди снижает интенсивность свечения, а добавка серебра усиливает этот эффект. Наблюдаемые эффекты объяснены с позиции тепловых свойств элементов, образующих сплав.

Таким образом, показано, что между процессами, протекающими в зоне воздействия лазерного излучения и интенсивностью свечения существует взаимосвязь.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-41-03166 р-центр-а).*

# ВЛИЯНИЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ВЕЛИЧИНУ СБРОСОВ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В АМОРФНОМ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Федоров В.А., Плужникова Т.Н.,  
Березнер А.Д., Яковлев А.В.

*ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

В качестве материала для исследования был выбран ленточный аморфный металлический сплав на основе кобальта ( $\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{V}_{2}\text{Cr}_{1,49}$ ) и нанокристаллический сплав на основе железа ( $\text{Fe}_{80,22}\text{Si}_{8,25}\text{Nb}_{10,09}\text{Cu}_{1,44}$ ). Размер образцов  $40 \times 3,54 \times 0,02$  мм.

Одноосное растяжению образцов проводили на разрывной машине Instron-5565 со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин. Во время деформации на образец подавали импульсы тока плотностью от  $1 \cdot 10^8$  до  $1 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup> и длительностью  $\sim 5$  мс. Образцы нагружали до 400 МПа, после чего движение траверсы останавливали и предоставляли возможность материалу свободно релаксировать. В ходе эксперимента непрерывно производили запись показаний датчика силы.

В первой части работы исследовали ход релаксационных процессов в образцах при температурах  $-196$  °С,  $23 \dots 80$  °С. Отмечено, что процесс релаксации напряжений при комнатной температуре происходит в две стадии, причем  $\approx 65$  % всего снижения происходит на первой стадии. На второй стадии наблюдается менее интенсивное снижение нагрузки. При увеличении температуры образца, процесс структурной релаксации протекает более интенсивно, что проявляется в увеличении скорости снижения механического напряжения. В экспериментах, проведенных при температуре жидкого азота релаксационных процессов не наблюдали.

Установлено, что релаксационные процессы в нанокристаллическом сплаве происходят аналогичным образом. Но при этом скорость релаксации в нанокристаллическом сплаве значительно меньше относительно скорости релаксации в аморфном сплаве при одинаковых условиях.

Во второй части работы исследовано влияние предварительной релаксации образцов на величину сброса механического напряжения, обусловленного пропуском импульсного электрического тока. Для этого, через 15 мин. после начала релаксации при комнатной температуре подавался одиночный импульс электрического тока. Сравнение зависимостей величины сброса механического напряжения для образцов в исходном состоянии и после релаксации в течение 15 минут, при одном и том же приложенном напряжении показало, что величина сброса механической нагрузки в образцах аморфного сплава с предварительной релаксацией напряжений уменьшилась от 15 до 40 %. В нанокристаллическом сплаве величина сброса практически не изменилась. Следовательно, при одних и тех же геометрических размерах образцов различных сплавов, наблюдаемое уменьшение величины сброса механического напряжения можно объяснить уменьшением в аморфном сплаве величины обратимой составляющей структурной релаксации, которая в нанокристаллическом сплаве либо отсутствует, либо настолько мала, что ее изменение не сказывается на общей величине сброса.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (16-31-00432)*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В.

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия,  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

В современных условиях требования к эксплуатационным характеристикам конструкционных материалов и сплавов возрастают. Массовое использование аморфных металлических сплавов, работающих в электрических полях, ставит задачи по изучению их механических свойств в условиях действия импульсного электрического тока. Изделия из аморфных металлических сплавов работают в различных технологических режимах и подвергаются действию коррозионных сред.

В качестве материалов для исследования были выбраны аморфные металлические сплавы на основе кобальта и нанокристаллический сплав на основе железа, полученные методом спиннингования.

Образцы одноосно растягивались на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин. В экспериментах образцы деформировали до механического напряжения 200 МПа, затем подавалось 10 импульсов электрического тока с интервалом 10 секунд, плотностью  $j = 0,7 \cdot 10^9 - 1,2 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup>, путем разрядки конденсатора. Использовали импульсы с длительностью  $\tau \sim 5$  мс.

Отжиг осуществлялся в печи при температуре 400 К в течение 10 минут. В качестве агрессивных сред были использованы среда НАСЕ (выдержка 40 минут) и соляная кислота (выдержка 20 минут). После чего образцы одновременно подвергались воздействию нагрузки и импульсного электрического тока.

Экспериментально обнаружено, что импульсное токовое воздействие приводит к сбросу механического напряжения. Выявлено, что предварительный отжиг увеличивает величину сброса механического напряжения во всех исследуемых образцах аморфных сплавов на ~14% и на ~16% у нанокристаллического сплава.

Установлено, что при воздействии раствора НАСЕ на исследуемые аморфные образцы сброс механического напряжения, вызванный пропусканием импульсного тока, увеличивается на ~3% по отношению к образцам, не подверженным воздействию агрессивной среды. В нанокристаллическом сплаве увеличение составляет ~4%. Выявлено, что в образцах, выдержанных в соляной кислоте наблюдается уменьшение сброса механического напряжения на ~8% у аморфных сплавов и на ~7% у нанокристаллического сплава, в сравнении с образцами не подверженными коррозионным средам.

Таким образом, коррозионные среды (НАСЕ и HCl) изменяют механические свойства исследуемых образцов при электроимпульсном воздействии. Изменение свойств обусловлено химическими реакциями, происходящими на поверхности исследуемых сплавов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166 р\_центр\_а).*

## ЭВОЛЮЦИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ

Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д.,  
Федотов Д.Ю.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)*

Аморфные металлические сплавы (АМС) на основе Со находят широкое применение в электротехнической промышленности, электронике, химическом машиностроении, в авиационной технике, автомобилестроении, а также в различных сферах практической деятельности в качестве магнитных датчиков. Однако эти сплавы проявляют термическую нестабильность, связанную с потерей свойств при нагреве до определенного интервала температур, что существенно ухудшает технологические и эксплуатационные свойства этих сплавов. Это может сопровождаться преждевременным хрупким разрушением, а также потерей коррозионной стойкости и магнитных свойств.

В работе исследованы магнитные характеристики АМС на основе Со, полученных методом спиннингования. Для исследований были взяты образцы с размерами  $3,5 \times 10 \times 0,02$  мм, которые подвергались электроимпульсному воздействию, а также комбинированному действию импульсного тока и нагружения [1]. Для образцов определяли: намагниченность насыщения, коэрцитивную силу, температуру Кюри, температура кристаллизации. После указанных воздействий исследовали магнитные характеристики на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore.

В исходном состоянии все исследованные сплавы являются магнитомягкими. Для сплавов после разнообразной импульсной обработки были сняты петли гистерезиса. Из полученных результатов видно, что без нагружения увеличение количества импульсов от 1 до 50 приводит к росту намагниченности насыщения на 30%, а обработка при 100 импульсах уменьшает намагниченность насыщения всего на 20%. В ходе экспериментов установлено, что без нагружения увеличение количества импульсов приводит к монотонному снижению коэрцитивной силы вплоть до 50% при 100 импульсах. Комбинированное действие импульсного тока и нагружения влияет на изменение коэрцитивной силы незначительно, образуя локальный максимум при 30-ти импульсной обработке с увеличением коэрцитивной силы на 5%. Увеличение механического напряжения образца до 1000 МПа вызывает снижение коэрцитивной силы на 10%. Это может быть связано с устранением анизотропии, связанной со спонтанными структурными дефектами, такими как: пары атомов с изменённой валентностью, микрообласти с пониженной и повышенной плотностью упаковки атомов, поры, межкластерные границы, трещины и т.д.

Таким образом, импульсная обработка АМС без нагружения, а также комбинированное действие импульсного тока и нагружения приводит к изменению магнитных свойств последних. Нагружение образцов при указанных обработках приводит к снижению коэрцитивной силы, что обусловлено изменением дефектной структуры материалов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553).*

1. Федоров, В.А. Проявление электропластического эффекта в металлических стеклах / В.А. Федоров, А.В. Яковлев // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2013. – № 3 (25). – С. 99-105.

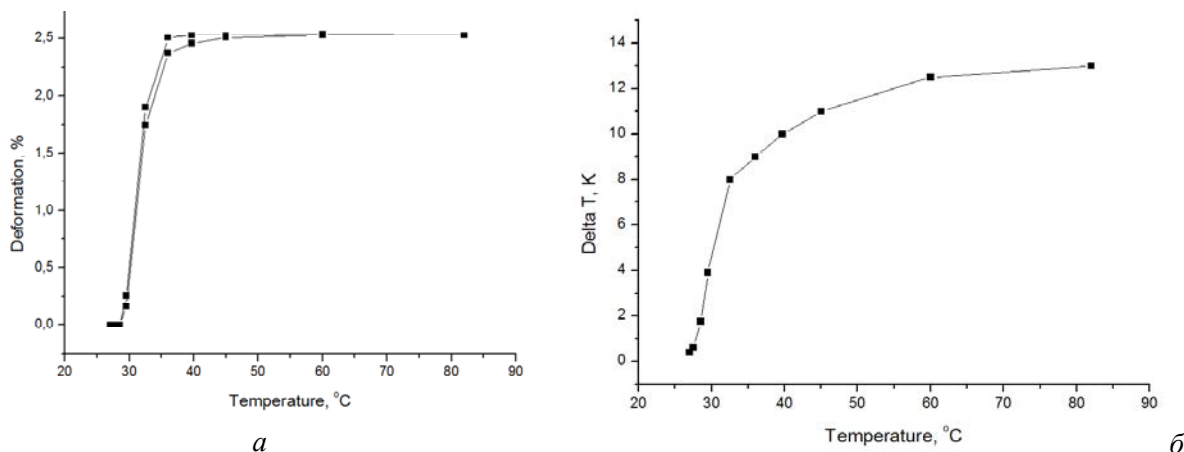
# ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В БЫСТРОЗАКАЛЁННОЙ ЛЕНТЕ СПЛАВА $Ti_2NiCu$ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Федотов С.Ю.<sup>1</sup>, Морозов Е.В.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Шавров В.Г.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

Настоящая работа посвящена экспериментальному изучению эластокалорического эффекта (ЭКЭ) в быстрозакалённых лентах сплава  $Ti_2NiCu$  с эффектом памяти формы (ЭПФ). Если ЭПФ интенсивно исследуется и уже нашел важные применения в приборостроении, микромеханике и медицине, то ЭКЭ только в последние годы вызывает растущий интерес в связи с предложениями по созданию твердотельных альтернативных источников энергии [1,2]. Цель настоящей работы – экспериментальное изучение ЭКЭ и ЭПФ в быстрозакалённых лентах сплава  $Ti_2NiCu$  (см. рис. 1 а и б).



**Рис. 1.** ЭПФ и ЭКЭ в быстрозакалённой ленте  $Ti_2NiCu$ . а – зависимость деформации от температуры и б – зависимость изменения температуры образца при приложении/снятии механического напряжения 250 МПа

В качестве датчика температуры использован пирометр марки Testo 845 с разрешением 0,1 К. Измерение деформации от температуры и изменения температуры образца при включении/выключении механической нагрузки показывают, что в интервале температур  $T = 30–40$  °С в образце происходит термоупругий мартенситный переход, из-за чего он испытывает обратимые псевдопластические деформации до 2,5% при нагрузке 250 МПа (рис 1 а). На рис. 1 б видно, что при температурах ниже мартенситного перехода ЭКЭ не превышает 1 К. Вблизи перехода и в аустенитном состоянии величина ЭКЭ резко возрастает до 11 К, что превышает результат, полученный в статье [2].

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 15-07-08806.*

1. S.A. Nikitin et al., Physics Letters A 171, 234- 236 (1992).
2. C. Bechtold, et al. Applied Physics Letters 101, 091903 (2012)

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ СООТНОШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ МЕЖЗЕРЕННЫХ И МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В СПЛАВЕ ВТ6

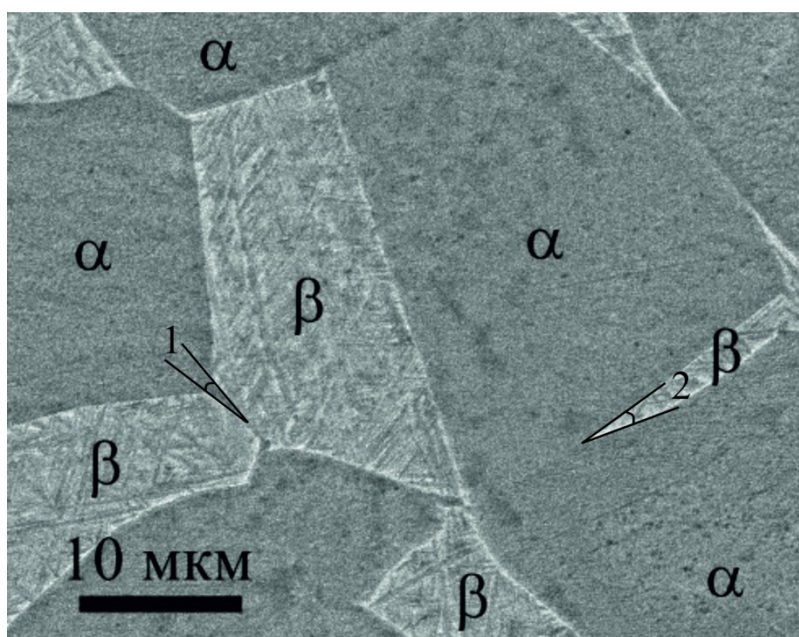
Горнакова А.С., Прокофьев С.И.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*  
[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Сплав ВТ6 широко используется в промышленности и медицине. Разработанные сегодня термомеханические обработки позволяют придавать ему широкий спектр механических характеристик. Важную роль в формировании свойств сплава играют межзеренные (ГЗ) и межфазные (ФГ) границы, однако, их вклад в происходящие процессы изучен недостаточно. В данной работе определялись соотношения между поверхностным натяжением (ПН) ГЗ в ( $\alpha$ Ti) и ( $\beta$ Ti) и ФГ ( $\alpha$ Ti)/( $\beta$ Ti) в сплаве ВТ6, т.к. оно является важнейшей характеристикой, влияющей на скорость происходящих на них кинетических процессов.

Из прутка сплава ВТ6 (Ti–3,9вес.%V–6,2вес.%Al ( $\varnothing$  25 мм) были приготовлены шайбы толщиной 5 мм, которые шлифовались, и отжигались в кварцевых ампулах в вакууме  $4 \cdot 10^{-4}$  Па. Отжиги производились в двухфазной области ( $\alpha$ Ti)+( $\beta$ Ti) в интервале от 660 до 860°C в течении 672 - 840 часов с последующей закалкой в воде. Отожженные образцы шлифовались, механически полировались и травились в 1 % водном растворе HF. На микроскопических изображениях их микроструктуры измерялись углы, образуемые ГЗ в ( $\alpha$ Ti) и ( $\beta$ Ti) в тройных стыках с ФГ ( $\alpha$ Ti)/( $\beta$ Ti), см. 1 и 2 на рис. 1. Большая продолжительность отжигов гарантирует, что в тройных стыках достигается равновесие, которое характеризуется измеренными углами.

Из этих измерений определялись температурные зависимости отношений ПН ГЗ в ( $\alpha$ Ti) и ( $\beta$ Ti) к ПН ФГ ( $\alpha$ Ti)/( $\beta$ Ti), а из них температурная зависимость отношения ПН ГЗ в ( $\alpha$ Ti) к ПН ГЗ в ( $\beta$ Ti).



**Рис. 1.** РЭМ изображение сплава ВТ6, отожженного при температуре 840°C. Зерна ( $\alpha$ Ti) и ( $\beta$ Ti) обозначены как  $\alpha$  и  $\beta$ . Углы, образуемые ГЗ в ( $\alpha$ Ti) и ( $\beta$ Ti) с ФГ ( $\alpha$ Ti)/( $\beta$ Ti), показаны цифрами 1 и 2.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 16-03-00285).*



## ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В БИАТОМНЫХ КРИСТАЛЛАХ СОСТАВА АВ И А<sub>3</sub>В

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

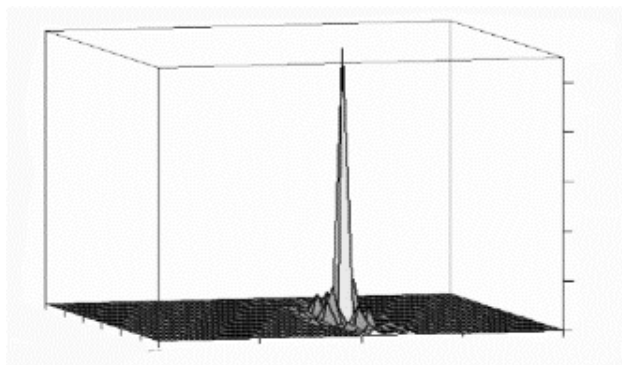
*Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет, Бийск, Россия,  
[zakharovpv1@rambler.ru](mailto:zakharovpv1@rambler.ru)*

*Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия,  
[genphys@mail.ru](mailto:genphys@mail.ru)*

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия,  
[dmitriev.sergey.v@gmail.com](mailto:dmitriev.sergey.v@gmail.com)*

Дискретный бризер (ДБ) – это пространственно-локализованные, строго периодические колебательные моды большой амплитуды в нелинейных решёточных системах [1, 2]. ДБ, в отличие от бризеров в непрерывных системах, не являются «редкими», поэтому можно говорить о потенциальной важности этого класса решений в физике. Существуют экспериментальные свидетельства возникновения таких локализованных возбуждений в различных физических системах, см. например обзор [2].

Изучение подобных объектов в металлах является важной задачей физики конденсированных сред.



**Рис. 1.** Дискретный бризер с жестким типом нелинейности в кристалле Pt<sub>3</sub>Al

Целью данной работы является установления условий существования ДБ в кристаллах состава АВ со сверхструктурой L1<sub>0</sub> и А<sub>3</sub>В со сверхструктурой L1<sub>2</sub>. Выбор сплавов обозначенного состава обусловлен широким их применением в различных технологических процессах, а также сплавы с данной структурой являются наиболее часто модельными и выбираются для фундаментальных исследований с целью разработки структурно-физических основ создания новых конструкционных и функциональных материалов с различными уникальными свойствами. Сплавы с L1<sub>2</sub> структурой являются основой разработки существующих в настоящее время суперсплавов. В качестве базовых материалов выбраны CuAu и Pt<sub>3</sub>Al.

В свою очередь, дискретные бризеры могут вносить вклад физические и химические свойства сплавов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, в рамках проекта № 16-42-220002 р\_а. и грант Российского научного фонда (РНФ) № 16-12-10175.*

1. Sievers A.J., Takeno S. Intrinsic localized modes in anharmonic crystals // Phys. Rev. Lett. – 1988. – V. 61, № 8. – P. 970–973.
2. Дмитриев С В, Корзникова Е А, Баимова Ю А, Веларде М Г Дискретные бризеры в кристаллах // УФН 186 471–488 (2016)

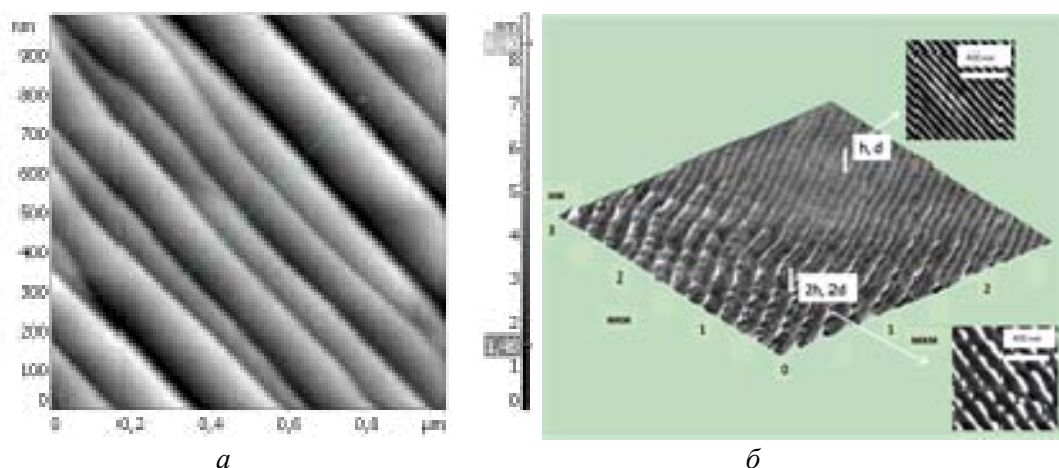
# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА

Муслимов А.Э.<sup>1</sup>, Буташин А.В.<sup>1</sup>, Каневский В.М.<sup>1</sup>, Исмаилов А.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН,  
Москва, Россия,  
amuslimov@mail.ru

<sup>2</sup>ФГБОУВО "Дагестанский государственный университет"

Интерес к процессам формирования регулярного рельефа на поверхности подложечных кристаллов в результате самоорганизации стимулируется фундаментальными исследованиями в современной электронике, в особенности созданием квантовых структур пониженной размерности. В работе приводятся результаты моделирования и экспериментальных исследований процессов формирования и дальнейшего термического разрастания регулярной наноструктуры поверхности сапфира в зависимости от направления разориентации ( $M [10\bar{1}0]$ ,  $A (1\bar{2}10)$ ). В случае применения разориентации в направлении  $A$ -плоскости ступени разрастаются с потерей упорядочения и образованием тройных точек срастания трех ступеней (рис. 1а).



**Рис. 1.** Результаты экспериментов по отжигу пластин сапфира с разориентацией базисной грани в направлении  $A$ -плоскости (а) и  $M$ -плоскости (б)

При использовании разориентации вдоль направления  $M$  следует наблюдать диффузионное смещение атомов по направлению  $M$ -плоскости в результате отжига пластин, а также появление треугольных выступов, ограниченных семейством  $A$ -плоскостей, объясняющимся более высокой плотностью атомов в направлении  $A$  чем  $M$ . В конечной стадии формируются упорядоченные ступени (рис 1б). Результаты показывают, что анизотропия ретикулярной плотности атомов может существенно влиять на процесс термического разрастания ступеней и их регулярность. На полученных образцах с упорядоченным рельефом были получены пленки оксида цинка, высокого кристаллического совершенства. Было продемонстрировано подавление доменной структуры в пленках оксида цинка, при наличии террасно-ступенчатой наноструктуры поверхности.

*Работа поддержана РФФИ (16-02-00227).*

## ОБРАЗОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ ПОЛОСТЕЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА

Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Дорогин Л.М., Абдугаффарова К.К.,  
Викарчук А.А., Романов А.Е.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия  
[ang-aan@yandex.ru](mailto:ang-aan@yandex.ru)

Икосаэдрические малые частицы (ИМЧ) меди (рис. 1) имеют огранку из плоскостей {111}, содержат дисклинации, двойниковые границы, вставки и прослойки, вследствие чего обладают огромной запасенной внутренней энергией. Именно эти особенности ИМЧ представляют большой научный и практический интерес для многих исследователей. Известно о фазовых превращениях, происходящих в ИМЧ меди при отжиге на воздухе: в зависимости от температуры нагрева, на поверхности частиц растут нановискеры  $\text{CuO}$  или образуются нанопоры на окисленной поверхности частиц. Также выявлены внутренние полости, образующиеся при отжиге ИМЧ меди в кислородсодержащей атмосфере (рис. 2). Данных об этом явлении в литературе очень мало, поэтому этот вопрос требует детального изучения.

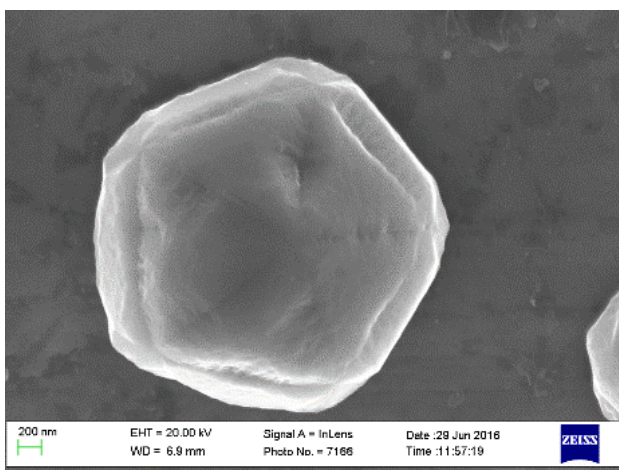


Рис. 1. ИМЧ меди, полученная методом электроосаждения

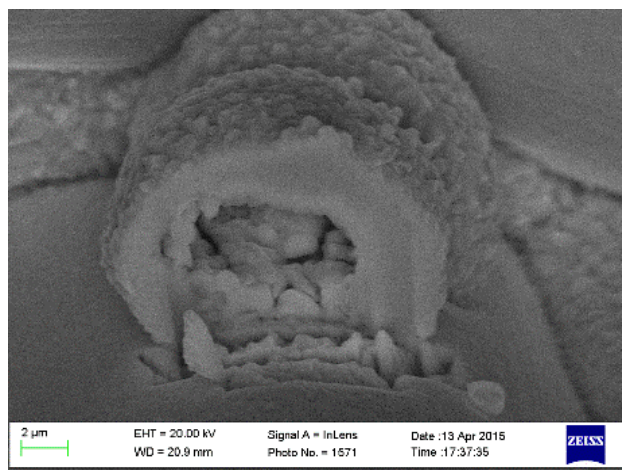


Рис. 2. Внутренняя полость в ИМЧ меди после отжига на воздухе

В работе проведены исследования по влиянию различных факторов на процесс образования внутренних полостей при отжиге ИМЧ. Установлено, что внутренние полости образуются при отжиге икосаэдрических малых частиц меди только в кислородсодержащей атмосфере при определенных температурах нагрева: (300 – 700) °С и изотермической выдержке при этих температурах.

*Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление № 220, в ФГБОУ ВО "Тольяттинский государственный университет", договор № 14.B25.31.0011.*

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА Ti-Nb

Химич М.А., Ковалевская Ж.Г., Шаркеев Ю.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, РФ  
Национальный исследовательский Томский государственный университет, РФ  
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, РФ  
[khimich@ispms.tsc.ru](mailto:khimich@ispms.tsc.ru)*

Сплавы системы Ti-Nb, благодаря своим физико-механическим и биоинертным свойствам, перспективны для использования в области производства медицинских имплантатов. Титан и его сплавы обладают высоким модулем упругости (100–120 ГПа). В силу своих особенностей сплавы состава Ti – (40–45) мас. % Nb имеют модуль упругости, близкий к модулю упругости костной ткани. Метод селективного лазерного сплавления (СЛС) позволяет получать низко модульные сплавы Ti-Nb и изделия из них. СЛС значительно уменьшает затраты материала, необходимого для производства готового изделия, а также позволяет создавать изделия сложных форм. Изменение параметров СЛС, как скорость сканирования и мощность лазерного луча, влияет на размер структурных элементов и фазовый состав получаемого изделия. Целью данной работы было исследовать влияние изменения параметра СЛС на структуру и фазовый состав сплава Ti-Nb, содержащего 45 мас. % Nb.

В работе исследовали 3-D образцы, полученные на установке «ВАРИСКАФ-100МВС» в технологическом институте НИ ТПУ (г. Юрга, Россия). Для получения сплава Ti-Nb композитный порошок титана и ниобия послойно наносился на титановую подложку. Композитный порошок был получен механической активацией смеси порошков титана и ниобия состава Ti + 45 мас. % Nb в мельнице АГО-2 в АлтГТУ им. И. И. Ползунова (Барнаул, Россия). После активации порошок отжигали в высоком вакууме при 500°C один час. Толщина каждого наносимого слоя составляла 0,05 мм. Плавление осуществлялось в атмосфере аргона. Порошок на подложке предварительно прогревался до 100°C. Образцы формировались при мощности лазерного луча 80 Вт, диаметре пятна 150 мкм, шаге сканирования 0,4 мм при стратегии «строчка через строчку». В качестве изменяемого параметра была выбрана скорость сканирования лазерного луча, которая изменялась в интервале 40-70 мм/с с шагом в 10 мм/с. Образцы содержали 61 сплавленный слой.

Исследования структуры и фазового состава полученных образцов проводились методами растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа, оптической металлографии и рентгеноструктурного анализа.

Результаты исследования показали, что сплав, полученный СЛС из композитного порошка титана и ниобия, имеет элементный состав Ti-45 мас. % Nb. В процессе СЛС порошок полностью расплавляется и кристаллизовался. Структура представлена двумя фазами: основная фаза -  $\beta$ -твердый раствор Ti и Nb, и  $\alpha''$  – Ti, содержащий Nb. В поперечном сечении макроструктура содержит зоны с мелким и средним зерном. В образцах наблюдаются усадочные раковины и газовые поры.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 15-19-00191. Авторы признательны своим коллегам Сапрыкину А.А., Ибрагимову Е.А., Бабаковой Е.В., Ерошенко А.Ю., Глухову И.А., Яковлеву В.И. за участие в работе и плодотворное обсуждение результатов.*

## СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ И ИНТЕНСИВНАЯ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ. ОБЩНОСТЬ И РАЗЛИЧИЕ

<sup>1,2</sup>Савенков Г.Г., <sup>2</sup>Кузнецов А.В., <sup>2</sup>Барахтин Б.К.

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный технологический институт  
(технический университет), г. Санкт-Петербург, Россия,  
[sav-georgij@yandex.ru](mailto:sav-georgij@yandex.ru)

<sup>2</sup>Машиностроительный завод «Армалит», г. Санкт-Петербург, Россия,  
[avkuznecov@armalit1.ru](mailto:avkuznecov@armalit1.ru)

<sup>3</sup>ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург, Россия,  
[bbarakhtin@mail.ru](mailto:bbarakhtin@mail.ru)

В случае формирования и удлинения (до 1000%) кумулятивных струй (КС) мы имеем дело с проявлением сверхпластической деформации (СПД). При проникании КС в преграду, в ней возникают большие (интенсивные, мегапластические) деформации (в дальнейшем – ИПД), которые, если связать их с наклоном реперных линий, образованных зёрнами, могут достигать от 100 до 1000% [1]. И в том и другом случае скорость деформации находилась в диапазоне  $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$ .

Проведены исследования методами световой микроскопии и мультифрактальной параметризации (МФП) структур локальных объёмов уловленных остатков плоской КС из стали марки Ст. 3 и шлифов, изготовленных из преград (мишеней) из стали той же марки, после внедрения в них КС. Из статистического набора МФП в настоящей работе использованы два: пространственная размерность объекта  $D_{of}$  и скрытая упорядоченность  $\delta$ .

Первый параметр, чувствительный к рельефу границ зёрен, характеризует извилистость (рельефность) контуров областей, выделенных для анализа. С точки зрения металлографии  $D_{of}$  является характеристикой чёрно-белой картины реальной структуры.  $\delta$  определяет статистическую оценку симметрии бинарных объектов с учётом их взаимного расположения. Чем больше величина  $\delta$ , тем более упорядочена структура, т.е. в ней становится больше периодической составляющей. Устремление  $\delta$  к нулю свидетельствует о нарастании хаоса в системе точек отображения и является признаком наступления структурного фазового перехода (СФП) в строении реального материала ( $\delta = 0$  означает, что СФП произошёл) [2].

Исследования позволили выявить следующие сходные и различные черты высокоскоростной СПД и интенсивной динамической деформации. Во-первых, это – измельчение исходной структуры. Однако в случае СПД измельчение произошло путём динамической полигонизации и образования устойчивой, вплоть до предплавильных температур, субзёрненной структуры. В случае ИПД – путём фрагментации исходной структуры до предельного состояния. Во-вторых, в обоих случаях параметр скрытой упорядоченности имеет одинаковое малое (близкое к нулю) значение, что свидетельствует о стремлении системы к структурному фазовому переходу. Однако в случае СПД этот переход, вероятно, связан со скачкообразным изменением реологических характеристик материала, в то время как в случае ИПД, структурный переход осуществляется в виде перехода: кристалл → аморфное состояние. Наконец в КС наряду с измельчением структуры обнаружены признаки ротационной деформации, в то время как в мишени такие признаки отсутствуют.

1. Барахтин Б.К., Савенков Б.К. Релаксация структурных искажений в стали 12Х18Н10Т вблизи каверны высокоскоростного проникания // Вопросы материаловедения. 2001. № 4 (28). С. 5 – 9.
2. Встовский Г.В. элементы информационной физики. М.: МГИУ, 2002. 260 с.

## МИКРОЧАСТИЦЫ ПРИ ВЗРЫВНОМ РАЗРУШЕНИИ ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Викторов С.Д., Кочанов А.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем  
комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия,  
[kochanov@mail.ru](mailto:kochanov@mail.ru)*

В последнее время особое значение приобретают вопросы прочности и разрушения на субмикронном уровне, в том числе и природных материалов (горных пород) [1]. Методика лабораторных экспериментов по взрывному разрушению образцов, которые помещались в специальные ампулы сохранения, описана в работах [2-3]. Кроме того выполнены исследования частиц, которые образовались после взрывного разрушения кварцита в натурных условиях. Оценка распределения микрочастиц по размерам проведена с применением лазерных счетчиков частиц, а их изображения получены с помощью оптической и электронной микроскопии. Для оценки минерального состава частиц кварцита выполнен рентгеноструктурный анализ, который показал, что содержание частиц кварца и рудных минералов размером менее 40 мкм примерно одинаково, в то время как при выборочном анализе в поле зрения электронного микроскопа содержание кварцевых частиц может составлять ~75%.

Установлено, что процентное содержание субмикронных частиц размером 0,3–0,5 мкм для большинства прочных горных пород составляет примерно 10–25% от их общего количества в рассматриваемом диапазоне размеров от 0,3 до 10,0 мкм, а преобладают частицы 1–5 мкм. Наблюдаемый максимум в распределении частиц в диапазоне размеров несколько мкм, является отличительной особенностью распределения. Обычно для более крупных частиц их количество закономерно увеличивается с уменьшением их размеров. Для кварцсодержащих горных пород, например, гранита и яшмы наблюдается увеличение содержания субмикронных частиц при взрывном разрушении по сравнению с мрамором или доломитом. Полученное распределение микрочастиц может быть объяснено как с позиции увеличения прочности частиц с уменьшением их размеров так и с точки зрения минерального состава, одним из факторов которого является содержание кварца, несмотря на свою высокую прочность, особенно на сжатие, склонного к хрупкому разрушению.

В результате исследований с применением современных экспериментальных методов выполнен анализ микрочастиц, образующихся в условиях взрывного разрушения, и получены их изображения, что важно в рамках проблемы прочности материалов, а также для оценки экологической безопасности.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект 14-05-00446) и Российского научного фонда (проект №16-17-00066).*

1. Чантурия В.А., Трубецкой К.Н., Викторов С.Д., Бунин И.Ж. Наночастицы в процессах разрушения и вскрытия геоматериалов. — М.: ИПКОН РАН, 2006. 230 с.
2. Викторов С.Д., Кочанов А.Н. Дезинтеграция образцов горных пород в условиях высокого импульсного давления. // Известия РАН. Серия физическая. 2013. Т. 77. №3 С. 332-334.
3. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Александров П.А., Калечиц В.И., Шахов М.Н.
4. Изучение микроструктуры и дисперсного состава горных пород после интенсивного динамического воздействия // Инженерная физика. 2010. №6. С.39-44.

## ПОЛУЧЕНИЕ ОТРАЖЕНИЙ ОТ ПЛОСКОСТЕЙ, НЕПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТИ, В МНОГОСЛОЙНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ МЕТОДОМ АСИММЕТРИЧНЫХ СХЕМ ОДНОКРИСТАЛЬНОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ ПАРАЛЛЕЛЬНОГО ПУЧКА

Лютцау А.В, Темпер Э.М, Енишерлова К.Л.

АО «НПП «ПУЛЬСАР», Москва, Россия,  
[enisherlova@pulsarnpp.ru](mailto:enisherlova@pulsarnpp.ru)

Для оценки напряжённно-деформированного состояния кристаллической решётки многослойных гетероструктур рентгеновским дифрактометрическим методом расчёт межплоскостных расстояний проводят по углам отражения от кристаллографических плоскостей расположенных под углом к поверхности, нормали к которым стремятся к направлениям возникающих упругих деформаций. Чем больше этот угол, тем точнее экстраполяция упругих деформаций на поверхность псевдо двухмерной гетероструктуры. Наблюдение рефлексов от такого рода плоскостей в методе параллельного пучка возможно только при использовании асимметричных схем измерений. Измерения проводили на однокристалльном дифрактометре XMD-300, конструкция которого дает возможность наклонять дугу гониометра с расположенными на ней рентгеновской трубкой и детектором на угол от  $0^\circ$  до  $45^\circ$  с шагом  $0,1^\circ$  и позволяет ввести в отражающее положение любую кристаллографическую плоскость, нормаль к которой находится в широтной зоне гномостереографических проекций от  $0^\circ$  до  $45^\circ$ . Для нахождения плоскостей, отвечающих за напряжённно-деформированное состояние в гетероструктуре AlGaN/GaN, выращенной на сапфире, измерения с использованием асимметричных схем съемки проводили на экспериментальных структурах AlN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с толщинами слоёв AlN порядка 1мкм и GaN порядка 2мкм.

Разработанный алгоритм [1] расчета углов встречи рентгеновского первичного пучка, углов выхода дифрагированного пучка относительно поверхности гетероструктуры и углов дифракции для определенных кристаллографических плоскостей AlN, GaN и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> позволил получить отражения и рассчитать межплоскостные расстояния для плоскостей, относительное изменение межплоскостных расстояний которых наиболее зависимо от упругих деформаций кристаллической решетки. Наблюдение на структуре GaN/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> интерференционных максимумов от кристаллографических плоскостей AlN и GaN, нормали к которым не должны лежать в плоскости дифракции (001)  $\langle 100 \rangle$  или (0001)  $\langle 1010 \rangle$  позволяет сделать предположение об изменении азимутальных ориентировок базовых плоскостей (001) или (0001) кристаллографических решёток AlN и GaN относительно азимутальной ориентировки базовой плоскости сапфира. Очевидно, в технологическом процессе роста гетероструктуры происходит азимутальный поворот на  $30^\circ$  базовой плоскости (0001) зародышевого слоя AlN относительно базовой плоскости сапфировой подложки (0001) для лучшего соответствия межплоскостных расстояний нитрида алюминия с сапфировой подложкой.

1. Патент РФ №25599799, опубликованный 16.07.15 «Способ экспонирования кристаллографических плоскостей монокристаллических пластин и гетероструктур». Авторы: Енишерлова-Вельяшева К.Л., Темпер Э.М, Лютцау А.В.

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

Голосов Е.В.<sup>1,2)</sup>, Колобов Ю.Р.<sup>1,2)</sup>, Жидков М.В.<sup>1)</sup>, Вершинина Т.Н.<sup>1)</sup>, Ионин А.А.<sup>3)</sup>, Кудряшов С.И.<sup>3)</sup>, Макаров С.В.<sup>3)</sup>, Селезнев Л.В.<sup>3)</sup>, Сеницын Д.В.<sup>3)</sup>, Лигачев А.Е.<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгород, Россия

<sup>2)</sup>Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

<sup>3)</sup>Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

<sup>4)</sup>Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия  
[golosov@bsu.edu.ru](mailto:golosov@bsu.edu.ru)

Высокоэнергетические бесконтактные методы воздействия на поверхность материалов, позволяющие изменять механические, электрофизические и физико-химические свойства поверхности и приповерхностных слоев представляют значительный интерес в современной науке и технике. Одним из таких методов, вызывающий интерес в последние годы, является фемтосекундное лазерное облучение.

В настоящей работе исследовано влияние фемтосекундного лазерного облучения ИК титан-сапфирового лазера ( $\lambda = 744$  нм,  $\tau \approx 120$  фс,  $E \leq 8$  мДж) на топографию поверхности, фазовый состав и характер внутренних (остаточных) напряжений в приповерхностных слоях  $\alpha$ - и  $\alpha+\beta$  титановых сплавов В1-0 (в крупнозернистом и наноструктурированном состоянии) и ВТ6. В результате облучения на поверхности титановых сплавов формируется пространственная периодическая структура, представляющей собой достаточно равномерное чередование выступов (порогов) и впадин со средней периодичностью порядка 500 нм. На порогах наблюдаются наноразмерные фрагменты в виде капель сферической формы, вероятно являющихся продуктами абляционных процессов.

Полученные с использованием просвечивающей электронной микроскопии экспериментальные данные показали, что фемтосекундное лазерное облучение ( $F = 0.3$  Дж/см<sup>2</sup>) оказывает значительное влияние на структурно-фазовое состояние приповерхностных слоев. Выявлено, что в приповерхностном слое титана марки ВТ1-0 происходит формирование нанокристаллической структуры (НК) с размером элементов структуры (зерен) примерно от 20 до 50 нм. Толщина нанокристаллического слоя титана, которая, по видимому, соответствует глубине воздействия фемтосекундного лазерного облучения, составляет примерно 100–150 нм. По данным просвечивающей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа обнаружено наличие поверхностного слоя диоксида титана.

В приповерхностном слое титанового сплава ВТ6 в результате фемтосекундного лазерного облучения ( $F \geq 350$  Дж/см<sup>2</sup>) происходит формирование нанокристаллической структуры с размером элементов структуры (зерен)  $80 \pm 9$  нм. Глубина модифицированного слоя, в котором наблюдается формирование НК структуры, в сплаве ВТ6 существенно больше чем в сплаве ВТ1-0 и составляет примерно 1 мкм. Это связано с более высокой плотностью энергии лазерного облучения ( $F$ ). По данным рентгеноструктурного анализа в приповерхностных слоях сплава ВТ6 на глубине  $\sim 0,2$  мкм наблюдается увеличение объемной доли кубической  $\beta$ -фазы титана примерно на 10%.



## ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ Fe–28Mn–2.8Al–1.3C

Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия*  
[melnickow-jenya@yandex.ru](mailto:melnickow-jenya@yandex.ru)

Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОЭ), рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, микроиндентирования исследовали влияние многоходовой прокатки на микроструктуру и механические свойства монокристаллов стали Fe–28Mn–2.8Al–1.3C (мас. %). Пластическую деформацию прокаткой с обжатием на  $\varepsilon = 10\div 80\%$  проводили при комнатной температуре, направление прокатки совпадало с кристаллографическими направлениями  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 144 \rangle$ ,  $\langle 123 \rangle$ ,  $\langle 001 \rangle$ . Деформация при одном проходе образцов через валки прокатного стана составляла  $\sim 3\div 4\%$ .

Исходная микротвердость исследуемой стали зависит от ориентации монокристалла: самые низкие значения 2.3 ГПа наблюдаются в монокристаллах, прокатанных вдоль  $\langle 123 \rangle$ -направления, 2.7 ГПа – в  $\langle 144 \rangle$ -монокристаллах, 3.0 ГПа – в  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллах. Прокатка способствует увеличению микротвердости монокристаллов стали, но ориентационная зависимость их значений сохраняется аналогичной исходным монокристаллам. После прокатки до  $\varepsilon = 30\%$  значение микротвердости изменяются до 3.0–3.5 ГПа, а с увеличением степени обжатия до  $\varepsilon = 80\%$  возрастают до  $H\mu = 5.8\div 6.0$  ГПа.

Анализ рентгенограмм указывает на то, что после прокатки сталь Fe–28Mn–2.8Al–1.3C остается однофазной – наблюдаются рефлексы только от аустенитной фазы. Методом магнитофазового анализа не обнаруживали ферромагнитной  $\alpha'$ -фазы в структуре прокатанных монокристаллов. Это свидетельствует в пользу того, что холодная прокатка не приводит к реализации деформационных фазовых переходов в стали Fe–28Mn–2.8Al–1.3C.

С ранних степеней деформации монокристаллов развивается планарное скольжение – методом ПЭМ наблюдали формирование плоских скоплений дислокаций преимущественно в одной системе для  $\langle 123 \rangle$  и  $\langle 144 \rangle$ -монокристаллов и в нескольких системах для  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллах. Дислокационное скольжения является основным механизмом деформации монокристаллов при прокатке монокристаллов всех исследуемых ориентаций, но в  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллах также наблюдали образование двойников деформации. Экспериментально обнаруженная ориентационная зависимость дислокационной структуры определяет наблюдаемые различия в значениях микротвердости прокатанных монокристаллов – при развитии планарного скольжения преимущественно в одной системе в  $\langle 123 \rangle$ -монокристаллах значения микротвердости имеют самые низкие значения, а множественное скольжение и формирование деформационных двойников обеспечивают самые высокие значения микротвердости после прокатки  $\langle 111 \rangle$ -монокристаллов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ №\_16-38-00232 мол\_а. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН и ЦКП научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».*

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ И ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 01X17H13M3 ПРИ ПРОКАТКЕ

Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия  
[melnickow-jenya@yandex.ru](mailto:melnickow-jenya@yandex.ru)

Методами рентгеноструктурного, рентгенофазового и манитофазового анализа, просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратнорассеянных электронов, микроиндентирования и одноосного растяжения исследовали влияние химико-деформационной обработки, включающей многоходовую прокатку, комбинированную с обратимым наводороживанием, на особенности зеренной структуры, фазового состава, механизмы деформации и механические свойства аустенитной стали 01X17H13M3. Образцы (пластины 10×15×1 мм) электролитически насыщали водородом при комнатной температуре в 1N растворе серной кислоты (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) с добавлением тиомочевины (CH<sub>4</sub>N<sub>2</sub>S) в течении 5 часов при плотности тока 10 и 200 мА/см<sup>2</sup>. Пластическую деформацию с обжатием на  $\epsilon = 50\%$  проводили при комнатной температуре и с охлаждением до температуры кипения жидкого азота перед каждым проходом. Деформация при одном проходе образцов через валки прокатного стана составляла  $\sim 3\div 4\%$ . Одноосное статическое растяжение полученных при химико-деформационной обработке образцов проводили при комнатной температуре со скоростью  $4.2 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

Было установлено, что химико-деформационная обработка стали 01X17H13M3 приводит к формированию разориентированной зеренно-субзеренной структуры с высокой долей двойниковых границ. Основными механизмами деформации выступают механическое двойникование, дислокационное скольжение и образование полос локализованной деформации. Понижение температуры прокатки и легирование водородом способствует росту линейной плотности двойниковых границ за счет дополнительной активации двойникования и уменьшения толщины двойниковых пластин.

Независимо от химико-деформационной обработки на рентгенограммах наблюдаются рефлексы только от  $\gamma$ -фазы, т.е. обработка не способствует появлению заметного количества  $\epsilon$  и  $\alpha'$ -мартенсита. Однако магнитофазовый анализа показал, что в образцах, прокатанных при пониженной температуре, образуется  $\alpha'$ -фаза (менее 5%), а электронно-микроскопически наблюдали образование и  $\epsilon$ -мартенсита в структуре стали.

Фрагментация структуры, накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений приводят к повышению прочностных свойств и снижению пластичности, что, в первую очередь, обусловлено изменением доли двойниковых границ и активацией фазовых переходов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 16-38-50061 мол\_нр. Исследования выполнены в ЦКП научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов».*

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕДНЫХ КРИСТАЛЛАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА В ПРОЦЕССЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

Грызунов А.М., Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Мальцев А.В.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[GryzunovAleksey@gmail.com](mailto:GryzunovAleksey@gmail.com)*

Разработке новых функциональных материалов с заданными физико-химическими свойствами, применяемых в качестве катализаторов, является важной научной задачей. Известно, что многие каталитические процессы протекают при повышенных температурах, поэтому исследование влияния температурных полей на физико-химические свойства разрабатываемых материалов является актуальной задачей.

В данной работе приведены результаты исследования изменения морфологии, структуры и фазового состава медных покрытий, состоящих из дефектных кристаллов в процессе их термообработки в кислородосодержащей среде.

Исследуемые покрытия получались методом электроосаждения меди на микросетки из нержавеющей стали с применением механической активации катода и растущих на нем кристаллов абразивными микрочастицами активатора [1-3]. Активирование осуществлялось за счет воздействия на поверхность растущего кристалла меди движущихся абразивных и инертных к электролиту частиц активатора. Целью активирования поверхности было создание условий, при которых в процессе электрокристаллизации, в формирующихся на поверхности катода кристаллах содержались бы преимущественно высокоэнергетичные дефекты. За счет чего (в процессе дальнейшего роста) кристаллы меди приобрели бы развитую поверхность и особые морфологические формы.

В работе показано, что за счет наличия в медных кристаллах дефектов дисклинационного типа, следовательно, большой запасенной в их объеме упругой энергии, в процессе их отжига происходят различные релаксационные процессы. В частности, часть объемной упругой энергии трансформируется в поверхностную энергию.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-02-00517 а.*

1. Gryzunova N.N., Vikarchuk A.A., Bekin V.V., Romanov A.E. Creating a developed surface of copper electrolytic coatings via mechanical activation of the cathode with subsequent thermal treatment // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2015. Т. 79. № 9. С. 1093-1097.
2. Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Тюрков М.Н. Получение и исследование электролитических материалов с энергоемкой дефектной структурой и развитой поверхностью // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 2. С. 13–19.
3. Грызунов А.М. Влияние активации катода на эволюцию морфологии поверхности кристаллов, формирующихся в процессе электрокристаллизации меди // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2016. № 2 (36). С. 22-28.

## РАСЧЕТ УСЛОВИЙ ИСПУСКАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ ИЗ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

*Южный федеральный университет,  
г. Ростов-на-Дону, Россия  
[karp@math.rsu.ru](mailto:karp@math.rsu.ru)*

Поверхностные напряжения в твердых телах возникают из-за различия условий равновесия поверхностных слоев атомов и атомов в объеме тела (см., например, [1]). Расчеты влияния поверхностного напряжения основываются на модели тонкой пленки - мембраны с натяжением  $\tau_0$  [2]. В [3] получены оценки влияния поверхностных напряжений на распределение напряжений у вершины трещины, а в [4] – [6] выполнен расчет условий дислокационной эмиссии из вершины затупленной трещины с учетом поверхностных напряжений. В [7] получены оценки величины дислокационной эмиссии из вершины трещины с учетом упругих полей многих дислокаций из пластической зоны. Пластическая деформация обусловлена движением дислокаций по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет в [7] выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига (моды I и II). В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения и КИН при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки. Следует отметить, что величины поверхностного напряжения  $\tau_0$  согласно литературным данным имеют значительный разброс. Поэтому полученные поправки к КИН за счет  $\tau_0$  носят качественный характер.

В данном сообщении представлены результаты расчетов, которые дополняют [7] учетом взаимного влияния дислокаций скольжения в пластической зоне и дислокаций, возникших при эмиссии из вершины. Численные расчеты выполнены для кристалла  $\alpha$ -Fe.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 14-08-00142\_а»,*

1. Hamilton J.C., Wolfer W.G. Theories of surface elasticity for nanoscale objects // Surface Science, 2009. V.603, p.1284–1291.
2. Gurtin M.E., Murdoch A.I. Surface stress in solids // Int. J. Solids Struct., 1978. V.14. p. 431-440.
3. Nan H.S., Wang B.L. Effect of residual surface stress on the fracture of nanoscale materials. // Mechanics Research Communications, 2012. V.44. P.30–34.
4. Fang Q.H., Liu Y., Liu Y.W., Huang B.Y. Dislocation emission from an elliptically blunted crack tip with surface effects. //Physica B, 2009. V.404, P. 3421-3424.
5. Zeng X., Liu Y.-W., Wen P.H. Dislocation emission from nanovoid with surface effects. International Journal of Mechanical Sciences, 2012. V. 61. P. 65–70.
6. Zeng X., Fang Q.-H., Liu Y.-W. Effect of thermal activation energy on dislocation emission from an elliptically blunted crack tip. //Physica B, 2014. V.447, p.15–18.
7. Карпинский Д.Н., Санников С.В. Расчет вязкости разрушения с учетом поверхностных напряжений в вершине трещины. //XI Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики: сборник докладов (Казань, 20–24 августа 2015 г.). Казань: Изд-во Казан. ун-та, 2015. – 4480 с.; с. 1730-1732.

## ВОДОРОДНАЯ ХРУПКОСТЬ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДВОЙНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Батурин А.А.<sup>1,2</sup>, Лотков А.И.<sup>1</sup>, Гришков В.Н.<sup>1</sup>, Родионов И.С.<sup>1</sup>

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

*<sup>1</sup>Томский политехнический университет. Россия. Томск.  
[abat@ispms.tsc.ru](mailto:abat@ispms.tsc.ru)*

В настоящее время установлено, что введение водорода в материалы на основе никелида титана (TiNi) приводит к деградации эффекта памяти формы, а также увеличивает напряжение мартенситного сдвига, уменьшает ширину плато псевдоупругости при проявлении эффекта сверхэластичности (СЭ) и значительно ухудшает пластичность (“водородная хрупкость”- ВХ). ВХ изделий из сплавов на основе никелида титана становится существенной проблемой при их длительном использовании в среде человеческого организма. Механизм такого влияния является многофакторным и многие аспекты явления ВХ в сплавах на основе TiNi не исследованы. В частности, в литературе отсутствуют исследования влияния размера зёрен, определяющего суммарную площадь границ зёрен, на явление ВХ. Остаются неизученными также вопросы влияния диффузионного перераспределения водорода на температуры и последовательность мартенситных превращений (МП), определяющих функциональные свойства сплавов на основе TiNi.

В данной работе изучено влияние водорода на СЭ и температуры МП в проволочных образцах диаметром 1 мм сплава Ti<sub>49,1</sub>Ni<sub>50,9</sub> (ат.%) с мелкокристаллической (средний размер зёрен 8 мкм) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (средний размер зёрен/субзёрен ~100 нм). Насыщение образцов водородом производили электрохимическим методом в физиологическом растворе (0,9% NaCl) при плотности тока 20 А/м<sup>2</sup>, время насыщения составляло 3 часа. Измерение концентрации водорода было выполнено на газоанализаторе водорода RHEN602 фирмы LECO. Величину эффекта СЭ определяли при кручении образцов на установке типа обратного крутильного маятника. Температуры МП определяли по температурной зависимости электросопротивления.

Установлено, что водород оказывает меньшее влияние на изменение напряжения мартенситного сдвига и ширины плато псевдоупругости в образцах с УМЗ структурой по сравнению с образцами с мелкокристаллической структурой. Показано, что при данных условиях наводороживания явление ВХ проявляется при одинаковой заданной деформации независимо от размера зерна. Изучена фрактография разрушенных образцов.

Показано, что при диффузионном распределении водорода в объёме образцов температуры МП основного объёма материала смещаются ниже температуры жидкого азота, а температурная область формирования предпереходных структур сдвига существенно расширяется. Обсуждаются возможные механизмы влияния водорода на структуру и свойства сплавов на основе никелида титана.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-08-99489).*

# ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ti_{49,8}Ni_{50,8}$ , ОРИЕНТИРОВАННЫХ ВДОЛЬ $\langle 111 \rangle$ -НАПРАВЛЕНИЯ

Осипович К. С., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Томск, Россия  
[osipovich\\_k@mail.ru](mailto:osipovich_k@mail.ru)*

В настоящей работе на монокристаллах  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ , ориентированных вдоль  $[111]$  направления, исследовано влияние внешних растягивающих и сжимающих напряжений 150 МПа, приложенных в процессе старения при 823 К, 1 ч, на закономерности развития термоупругих  $B2-R-B19'$  мартенситных превращений (МП) и двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ).

Экспериментально показано, что старение при 823 К, 1 ч приводит к выделению линзообразных дисперсных частиц  $Ti_3Ni_4$  диаметром  $d = (390 \pm 30)$  нм [1]. Известно [2], что при старении в свободном состоянии происходит выделение четырех кристаллографически эквивалентных вариантов частиц  $Ti_3Ni_4$  с плоскостями габитуса типа  $\{111\}$  (кристаллы А). При старении под растягивающей нагрузкой 150 МПа образуется один вариант частиц  $Ti_3Ni_4$ , нормаль к плоскости габитуса которых составляет  $\sim 70^\circ$  с осью растяжения (кристаллы В). При старении под сжимающей нагрузкой 150 МПа растет один вариант частиц с нормалью к плоскости габитуса параллельной оси сжатия  $[111]$  (кристаллы С).

Старение под действием внешней нагрузки (кристаллы В и С), по сравнению со старением в свободном состоянии (кристаллы А), приводит к росту температур МП на 5–10К. Сдвиг температуры начала прямого  $R \rightarrow B19'$  МП  $M_s$  в сторону высоких температур обусловлен наличием в кристаллах В и С дальнедействующих полей напряжения  $\langle \sigma_G \rangle = 25$  МПа, которые образованы путём суммирования локальных полей напряжения от одного варианта частиц. Данные дальнедействующие поля напряжений приводят к ориентированному росту кристаллов R и  $B19'$  мартенсита при охлаждении в свободном состоянии и появлению ДЭПФ. В кристаллах А ДЭПФ не обнаружен.

Состаренные под действием внешней нагрузки кристаллы В и С демонстрируют ДЭПФ с величиной обратимой деформации  $2.5(\pm 0.3)\%$  разного знака – сжимающий или растягивающий, что определяется знаком внешних напряжений приложенных при старении. В кристаллах В, состаренных под растягивающей нагрузкой, образец при охлаждении уменьшает свои размеры, а при нагреве их восстанавливает. В кристаллах С, состаренных под сжимающей нагрузкой, наблюдается растягивающей ДЭПФ, т.е. при охлаждении образец увеличивает свои размеры, а при нагреве полностью восстанавливает свою форму.

Следовательно, при использовании монокристаллов  $TiNi$  за счет старения под нагрузкой 150 МПа можно создать нанокомпозиты с одним вариантом частиц  $Ti_3Ni_4$ , ориентированным определенным образом к оси внешних напряжений, и оптимизировать функциональные свойства кристаллов в соответствии с требованиями, предъявляемыми при решении различных технических задач.

*Исследования проведены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России № 16.1346.*

1. K.S. Osipovich, N.G. Vetoshkina, E.Yu. Panchenko, Yu.I. Chumlyakov // IOP Conference Series. 2015. No.93. 012041 p.
2. K. Otsuka, X. Ren. Prog in Mater Sci.2005. V.50. P.511-678.

# ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ СТАРЕНИЯ НА ТЕРМОУПРУГИЕ $\gamma$ - $\alpha'$ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlNb

Куц О.А., Панченко М.Ю., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Томск, Россия*

[panchenko.marina4@gmail.com](mailto:panchenko.marina4@gmail.com)

На монокристаллах, ориентированных вдоль [001]-направления, сплава на основе железа Fe–28Ni–17Co–11.5Al–2.5Nb–0.5В (ат. %) установлено влияние старения при 973 К, в течение 5, 10 и 20 часов на развитие термоупругих  $\gamma$ - $\alpha'$  мартенситных превращений (МП), сверхэластичность (СЭ), эффект памяти формы (ЭПФ), температурный интервал сверхэластичности при деформации растяжением.

Электронно-микроскопически установлено, что при старении в течение 5, 10 и 20 ч при  $T = 973$  К выделяются когерентные частицы  $\gamma'$ -фазы с объемной долей  $f = 20$  % и размером 5 нм при 5 ч и 12–14 нм при 20 ч. Показано, что с выделением частиц  $\gamma'$ -фазы происходит смена кинетики МП от нетермоупругого в однофазном состоянии к термоупругому. Температурная зависимость  $\sigma_{кр}(T)$  при выделении частиц имеет вид характерный для сплавов испытывающих МП под нагрузкой, которая состоит из двух стадий. На первой стадии при  $77 \text{ К} < T < M_d$  ( $M_d$  – температура при которой напряжения высокотемпературной фазы оказываются равными напряжению необходимому для образования мартенсита под нагрузкой) наблюдается линейная зависимость  $\sigma_{кр}(T)$ , которая описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$d\sigma_{0,1}/dT = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0, \quad (1)$$

здесь  $\Delta H$  – изменение энтальпии при МП,  $\varepsilon_0$  – деформация превращения,  $T_0$  – температура химического равновесия фаз. На второй стадии при  $T > M_d$   $\sigma_{0,1}$  уменьшаются с ростом температуры испытания, и наблюдается нормальная температурная зависимость  $\sigma_{0,1}(T)$ , характерная для ГЦК кристаллов при деформации скольжением.

Установлено, что увеличение времени старения приводит, во-первых, к упрочнению высокотемпературной фазы, во-вторых, к повышению температуры начала МП  $M_s$  при охлаждении, и температуры  $M_d$ , что приводит к увеличению температурного интервала образования мартенсита под нагрузкой.

Показано, что величина ЭПФ, СЭ и величина механического гистерезиса  $\Delta\sigma$  в [001]-монокристаллах зависит от размера частиц. Максимальная величина ЭПФ, определенная в эксперименте при охлаждении/нагреве под постоянной растягивающей нагрузкой, наблюдается при времени старении 10 ч  $\varepsilon_{ЭПФ} = 4$  %, что оказывается меньше теоретического значения деформации решетки  $\varepsilon_0 = 8.7$  % для кристаллов данной ориентации при  $\gamma$ - $\alpha'$  МП. Это связано с разрушением кристаллов раньше достижения теоретического значения  $\varepsilon_0$ . СЭ величиной 4 и 4.5 % наблюдается, соответственно, при старении 5 и 10 ч при 973 К в широком температурном интервале 160 К. При старении в течение 20 ч СЭ не обнаружена. Причина отсутствия СЭ при старении 20 ч обусловлена большой величиной механического гистерезиса  $\Delta\sigma$ , которая при соответствующей температуре испытания оказывается больше  $\sigma_{кр}$  для начала развития  $\gamma$ - $\alpha'$ -МП нагрузкой.

*Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00012).*

# ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПРЕРЫВИСТУЮ ДЕФОРМАЦИЮ И ПОЛОСООБРАЗОВАНИЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Шибков А.А

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия  
[shibkov@tsu.tmb.ru](mailto:shibkov@tsu.tmb.ru)*

Авиационные алюминий-магниевого сплавы относятся к высокотехнологичным, коррозионно-стойким сплавам, которые обладают высокой удельной прочностью, хорошей свариваемостью и формуемостью. Данные сплавы нашли свое применение также в электротехнической промышленности, морском судостроении и автопроме. Однако этим сплавы могут проявлять механическую неустойчивость как в условиях металлообработки, так и в процессе эксплуатации. В технологически значимой области нагрузок, скоростей деформирования и температур испытания механическая неустойчивость проявляется в так называемом прерывистом течении, которое обусловлено образованием в металле полос макролокализованной деформации. Такие полосы создают технологический брак: они портят качество поверхности промышленных изделий, снижают пластичность, ухудшают формуемость и вызывают преждевременную локальную коррозию и внезапное разрушение. Полосы макролокализованной деформации начинают образовываться задолго до развития магистральной трещины, являясь ее предвестниками. Выявление таких дефектов представляет сложную техническую проблему, если поверхность металла не оптически гладкая. Поэтому разработка методов раннего обнаружения деформационных полос, их мониторинга и подавления является важной составляющей диагностики и неразрушающего контроля материалов и конструкций летательных аппаратов, автомобилей и др.

В докладе представлены основные результаты комплексного исследования динамики пространственно-временных структур распространяющихся полос макролокализованной деформации, сигналов акустической и электромагнитной эмиссии, данных измерения нестационарного силового отклика и деформационных скачков, а также возможности подавления их внешними физическими полями (электрическим током, механическим напряжением и пр.) в условиях прерывистой ползучести и активного нагружения алюминий-магниевого сплавы [1-7]. Будут представлены также результаты воздействия импульсного лазерного излучения и удара абразивной частицы на характеристики прерывистой деформации и полосообразования [8].

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 15-12-00035).*

1. Shibkov A.A., Gasanov M.F., Zheltov M.A. et al. // Int. J. Plasticity . 2016 (in press).
2. Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A. et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2014. 610. P. 338.
3. Шибков А.А., Денисов А.А., Желтов М.А. и др. // 2015. Т. 57. № 2. С. 228.
4. Шибков А.А., Денисов А.А., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2015. Т. 57. № 6. С. 1046.
5. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // Кристаллография. 2015. № 6. С. 929.
6. Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А. Патент № 2544721.
7. Шибков А.А., Титов С.А., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2016. Т. 58. № 1. С. 3-10.
8. Шибков А.А., Золотов А.Е., Гасанов М.Ф. и др. // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. № 24. С.70.



## ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИИ НА ПРЕРЫВИСТУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

Кочегаров С.С., Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е.

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия  
[shibkov@tsu.tmb.ru](mailto:shibkov@tsu.tmb.ru)*

Многие алюминиевые авиационные сплавы проявляют механическую неустойчивость, которая выражается в явлении прерывистого течения, известного как эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) [1]. Одним из важнейших факторов, влияющих на долговечность и живучесть авиационных сплавов, является коррозия под напряжением. В настоящей работе впервые исследуется влияние агрессивной среды на эффект ПЛШ в промышленном алюминий-магниево-марганцевом сплаве АМг6 с помощью комплекса *in situ* методов исследования прерывистой деформации и полосообразования в условиях растяжения с заданной скоростью возрастания напряжения 0.2МПа/с. В качестве агрессивной среды использовался 30 %-ный раствор HCl, наиболее активно реагирующих с алюминием в соответствии с реакцией:  $2Al + 6HCl \rightarrow 2AlCl_3 + 3H_2$ .

Характерная особенность ступенчатой кривой растяжения с постоянной скоростью возрастания напряжения алюминий-магниевого сплава состоит в том, что с ростом приложенного напряжения растет амплитуда скачков деформации и плато между скачками (ступенями на деформационной кривой). Экспериментально установлено, что последняя треть плато наиболее уязвима по отношению к внешним воздействиям, в частности, действию агрессивной среды на поверхность деформируемого образца; например, нанесение капли 30%-ного раствора HCl на поверхность плоского образца в данном интервале плато (измеренного в отсутствие внешних воздействий) провоцирует генерирование через несколько секунд сложной пространственно-временной структуры полос макролокализованной деформации, развитие деформационной ступени амплитудой 2-4% и характерных сигналов АЭ, которые могут служить эмиссионными предвестниками и индикаторами развития макроскопических неустойчивостей, вызванных локальным действием агрессивной среды на поверхности нагруженного образца [2].

Таким образом, экспериментально установлено, что молекулярный (химический) процесс травления поверхности деформируемого алюминиевого сплава вызывает развитие в нем макроскопической дислокационной лавины, создающей скачок пластической деформации амплитудой несколько процентов. Предположительно причина заключается в образовании в ходе травления оптически шероховатой поверхности с разрушенным оксидным слоем и возникновении огромного количества хаотично расположенных на поверхности геометрических концентраторов напряжения и соответственно в существенном увеличении количества активных поверхностных дислокационных источников. Полученные результаты подтверждают ключевую роль состояния поверхности в развитии макроскопических механических неустойчивостей металла, демонстрирующего эффект ПЛШ.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 16-08-00773).*

1. Yilmaz A.J. // Sci. Technol. Adv. Mater. 2011. V. 12. P. 063001.
2. Шибков А.А., Золотов А.Е., Кочегаров С.С. // ФТТ. 2016 (в печати).

## ПОДАВЛЕНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ В ДЕФОРМИРУЕМОМ СПЛАВЕ АМг6

Гасанов М.Ф., Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е.

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия  
[shibkov@tsu.tmb.ru](mailto:shibkov@tsu.tmb.ru)*

Настоящая работа продолжает исследования явления подавления эффекта Портеве-на-Ле Шателье постоянным электрическим током низкой плотности в алюминий-магниевого сплавах, начатые в работах авторов [1, 2]. Помимо регистрации и анализа кри-вых растяжения в жесткой испытательной машине для изучения влияния тока на развитие пластических неустойчивостей использовали метод акустической эмиссии (АЭ) и скоро-стную, со скоростью 500 кадр/с, видеосъемку деформируемых образцов алюминий-магниевого сплава АМг6.

Метод акустической эмиссии, как известно, является очень чувствительным методом исследования прерывистой деформации [3]. Для регистрации сигналов АЭ в ходе преры-вистой деформации использовали низкочастотный, с полосой 1 Гц–20 кГц, акустический датчик (вибропреобразователь) АР 34 (ООО «ГлобалТест»), который укрепляли через стеклянную пластину и слой масла на нижней неподвижной лопатке образца, связанной с базой (станиной испытательной машины). Для исследования переходных процессов, свя-занных с включением и выключением постоянного тока исследовали влияние на дефор-мационное поведение прямоугольного импульса тока с длительностью «крыши», значи-тельно превышающей среднее время между скачками.

Обнаружено, что после включения тока плотностью 40 А/мм<sup>2</sup> на ранних стадиях прерывистой деформации подавляется очередной и последующие скачки напряжения, ожидаемые в отсутствие тока и, кроме того, подавляются низкочастотные, в полосе частот ~1 Гц–2 кГц, сигналы АЭ и их источники – распространяющиеся деформационные поло-сы. После выключения тока прерывистая деформация, полосообразование и сигналы АЭ возобновляются, причем первый импульс с амплитудой почти вдвое меньшей последую-щих, возникает спустя временной интервал в пределах от 0.2 до 0.6 с. Показано, что полу-ченные результаты не зависят от длительности фронта прямоугольного импульса, кото-рый варьировали в пределах трех порядков от 1 мс до 1 с, а определяются только ампли-тудой и длительностью крыши прямоугольного импульса тока. Можно утверждать, что постоянный электрический ток низкой плотности 30-50 А/мм<sup>2</sup> подавляет низкочастотную акустическую эмиссию, поскольку подавляется ее источник – зарождение и развитие по-лос макролокализованной деформации [4].

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-32-20200)*

1. Shibkov A.A., Denisov A.A., Zheltov M.A. et al. // Mater. Sci. Eng. A. 2014. 610. P. 338.
2. Шибков А.А., Денисов А.А., Желтов М.А. и др. // 2015. Т. 57. № 2. С. 228.
3. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. // ФММ. 1996. Т. 81. № 1. С. 156.
4. Шибков А.А., Денисов А.А., Желтов М.А. и др. // ФТТ. 2015. Т. 57. № 6. С. 1046.

## РАЗРАБОТКА АМД-МЕТОДОВ КОНТРОЛЯ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ И МЕХАНО-АКТИВАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ

Кустов А.И.<sup>(1)</sup>, Мигель И.А

<sup>(1)</sup>*Воронежский государственный педагогический университет, Россия  
ВУНЦ ВКС ВВА им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)*

Главной задачей настоящей работы была задача разработки и применения для контроля диффузии и механо-активации инновационных методов исследования структуры и свойств – АМД-методов [1]. Поэтому, акцент в настоящих исследованиях был поставлен на измерениях изменений характеристик объектов и оценке их значимости. Для анализа состояния материалов применяли метод акустической визуализации, и метод  $V(Z)$ -кривых, для определения толщин слоев материалов с измененными свойствами [2]. В качестве объектов исследований были выбраны стали, приповерхностные слои которых подвергались диффузионным воздействиям (30ХГТ, 40ХН, 40ХНМА, 38ХМЮА и др.). В качестве модельных материалов использовались монокристаллы кремния  $\langle 111 \rangle$ , германия  $\langle 111 \rangle$ , кварца ST-среза. Для этих объектов получали характерные  $V(Z)$ -кривые, по которым рассчитывали значения скоростей ПАВ. Сравнение этих значений с табличными [3] показало, что измерения с помощью АМД-методов обеспечивают точный расчёт  $\nu_R$ , значения которого совпадают в пределах погрешности с табличными.

Коэффициент диффузии ( $D$ ) обычно определяют при стационарных условиях химико-термической обработки исходя из толщины диффузионного слоя. Если толщине диффузионного слоя соответствует конкретное значение концентрации диффундирующего элемента:  $D = x_t^2 / k \cdot \tau$ . Последнее выражение позволяет оценить  $D$  по экспериментально измеренной толщине слоя диффузии, которая равна расстоянию  $h_0$ , определяемому в 0,8 значения  $\nu_R$  в материале без диффузии. Для различных материалов получали характерные  $V(Z)$ -кривые. В качестве параметров диффузионного процесса нами были выбраны значения скорости ПАВ ( $\nu_R$ ), уровень затухания этих волн ( $\Delta V/V\%$ ). По их значениям получали зависимости толщины слоя с измененными свойствами от концентрации вещества - диффузанта, от температуры и времени проведения процесса. Были проведены оценки толщины диффузионных слоев для диффузии углерода (С) в  $\gamma$ -Fe  $D_0$  и азота (N) в  $\gamma$ -Fe (560 и 56,5 мкм соответственно), что по порядку величины хорошо совпадает с расчетными [4]. Аналогично получали и зависимости характеристик объектов от параметров механо-активационной обработки.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. Определение параметров упрочнения или восстановления свойств поверхности материалов с помощью инновационных методов физического эксперимента – АМД-методов // ФПСМ., том 11, №4/2., 2014. – с. 592 -598.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. Оценка уровня свойств межзёренных границ и изучение структуры поверхностей раздела в металлических материалах АМД-методами // Материаловедение, №2 (155), 2010, с.9 – 14.
3. И.А.Викторов. Звуковые поверхностные волны в твердых телах. М.: Наука, 1981. 287с.
4. Adda Y., Philibert J. La diffusion dans les solides. Paris: Press Universitaires de France, 1966, vol.2., p. 87-95.

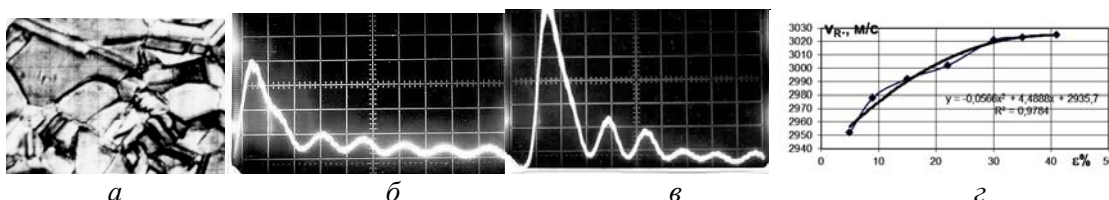
# АНАЛИЗ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ ОТ СТЕПЕНИ ИХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЙ ПОВЕРХНОСТИ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Кустов А.И.<sup>(1)</sup>, Мигель И.А

<sup>(1)</sup>Воронежский государственный педагогический университет, Россия  
ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А. Гагарина, Воронеж, Россия  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

Главная задача проведенных исследований – расчет прочностных характеристик материалов с помощью АМД-методов [1]. На модельных объектах было продемонстрировано, что предлагаемые методы обеспечивают как измерение толщины покрытий по дисперсионным кривым с точностью до десятков нанометров [2], так и оценку параметров адгезии. Продемонстрирована связь адгезионных свойств покрытий, коррозионной стойкости поверхности подложки и прочностных характеристик материалов. Были проведены эксперименты по расчету скоростей  $v_R$  АВ [3], их затуханию в объектах, выявлению и характеристике дефектов, визуализации зеренной структуры (рис.1а), расчету изменений упругих модулей при внешних воздействиях. Были рассчитаны упругие модули ( $E$  и  $G$ ) металлических материалов.

На следующем этапе применяли разработанную на основе  $V(Z)$ -метода методику оценки деформации образцов с помощью АВ. Были получены корреляционные зависимости скоростей ПАВ, размера зерна и степени деформации и продемонстрировано, что наличие в образце периодических деформационных структур проявляется как девиация скорости АВ и их коэффициента поглощения. Ряд экспериментов на меди, никеле и сталях подтвердил возможность выявления микротрещин режиме акустической визуализации, и в режиме измерения акустических характеристик материалов. Изменение физических характеристик объектов таких как модуль упругости или степень деформации коррелирует со скоростью  $v_R$  и  $\Delta V/V\%$  (рис.1б-в).



**Рис.1.** а) акустическое изображение ст. ВНС-2М ( $f = 407$  МГц, масштаб: 24 мкм /дел.,  $Z = 12$  мкм); б) и в) трансформация  $V(Z)$ -кривой в стали 30XГСМЛ ( $v_R = 3,18 \cdot 10^3$  м/с,  $\Delta Z_N = 14,68$  мкм,  $(\Delta V/V\%)_{\max} = 37\%$ , масштаб по вертикали 1 дел. = 0,25 В, по горизонтали – 1 дел. = 12,2 мкм) с различной степенью деформации ( $\varepsilon = 0$  и  $\varepsilon = 17\%$ ); г) зависимости скорости ПАВ от степени деформации материала (Ni марки Н0).

1. Мигель И.А., Кустов А.И. Разработка акустомикроскопических методов оценки влияния внешних воздействий на состояние поверхности материалов и их физические свойства // Вестник Тамбовского университета., сер. “Естественные и технические науки”. – Тамбов. 2010. Т.15. вып.3. часть I. 376 с. (с. 1062-1063)
2. Кустов А.И., Мигель И.А. Выработка критериев оценки деформации поверхности твердотельных материалов АМД-методами // Вестник Тамбовского университета. Сер. Естест. и техн. науки. - Тамбов, 2013. – Т. 18.—Вып.4.Часть 2. – 612 с. (с.1875-1877).
3. Кустов А.И. Мигель И.А. Определение параметров упрочнения или восстановления свойств поверхности материалов с помощью инновационных методов физического экспериментов – АМД-методов //Фунд. пробл. соврем. матер., том 11, №4/2., 2014., с. 592 -598.

# МАГНИТОИНДУЦИРОВАННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА NiMnGa

## С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

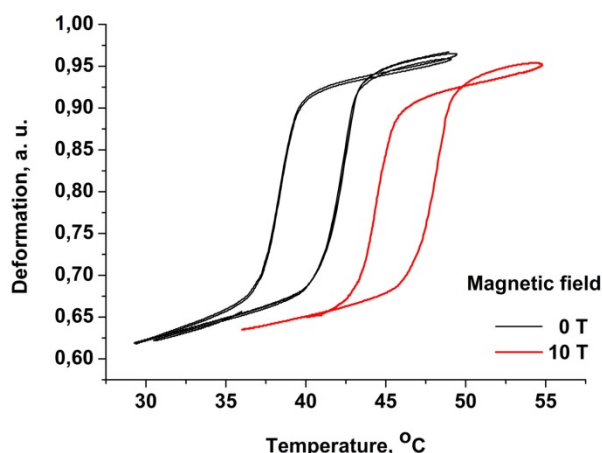
Кучин Д.С.\*, Коледов В.В., Каманцев А.П., Дильмиева Э.Т.

*Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова РАН, Москва, Россия,*

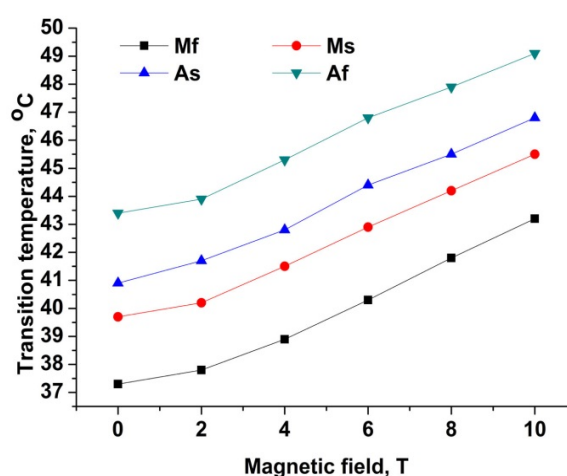
\* [rexby@list.ru](mailto:rexby@list.ru)

В последнее время большой интерес исследователей привлекают ферромагнитные сплавы с эффектом памяти формы. Эти сплавы проявляют множество интересных и перспективных с научной точки зрения свойств, таких как гигантский магнитокалорический эффект, магнитосопротивление, магнитоуправляемое формоизменение [1, 2]. Разработка методов исследования этих эффектов является актуальной задачей.

Установка по изучению термомеханических свойств [3] образцов в виде лент или пластин была помещена в поле магнита Битера. Для образца сплава  $Ni_{2.16}Mn_{0.84}Ga$  были получены зависимости изгибной деформации от температуры в различных магнитных полях индукцией до 10 Тл (рис. 1). Обнаружено, что температуры начала и конца прямого ( $M_s$ ,  $M_f$ ) и обратного ( $A_s$ ,  $A_f$ ) мартенситного превращения смещаются в горячую область при включении магнитного поля. Величина этого смещения составила примерно  $0,5\text{ }^\circ\text{C/T}$  (рис. 2). Также были получены зависимости деформации от магнитного поля при различных постоянных значениях температуры. Установлено, что для данного образца сплава при  $41\text{ }^\circ\text{C}$  имеет место практически полный переход из аустенитной фазы в мартенситную и обратно при включении и отключении магнитного поля 10 Тл.



**Рис. 1.** Исследование зависимости изгибной деформации образца сплава от температуры в магнитном поле.



**Рис. 2.** Зависимость характерных температур прямого и обратного мартенситного превращения от индукции магнитного поля.

1. Bruno N. M. et al. High-field magneto-thermo-mechanical testing system for characterizing multiferroic bulk alloys //Review of Scientific Instruments. – 2015. – Т. 86. – №. 11. – С. 113902.
2. Monroe J. A. et al. Direct measurement of large reversible magnetic-field-induced strain in Ni–Co–Mn–In metamagnetic shape memory alloys //Acta Materialia. – 2012. – Т. 60. – №. 20. – С. 6883-6891.
3. Shelyakov A. V. et al. Melt-spun thin ribbons of shape memory TiNiCu alloy for micromechanical applications //International Journal of Smart and Nano Materials. – 2011. – Т. 2. – №. 2. – С. 68-77.

## ГРАДИЕНТ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ В МАГНИТНОМ СВЕРХПРОВОДНИКЕ RhGe. ЭКСПЕРИМЕНТ И ТЕОРИЯ

Магницкая М.В.<sup>1</sup>, Цвященко А.В.<sup>1</sup>, Фомичева Л.Н.<sup>1</sup>, Саламатин Д.А.<sup>1,2</sup>,  
Лепешкин С.В.<sup>3</sup>, Величков А.И.<sup>2</sup>, Саламатин А.В.<sup>2</sup>, Николаев А.В.<sup>4</sup>, Budzynski M.<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Институт физики высоких давлений РАН, Троицк, Россия,  
[magma@gmail.com](mailto:magma@gmail.com)

<sup>2</sup>Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия

<sup>3</sup>Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

<sup>4</sup>Научно-исследовательский институт ядерной физики, МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

<sup>5</sup>Institute of Physics, M. Curie-Sklodowska University, Poland

Сильно коррелированные системы вызывают устойчивый интерес благодаря тенденции к магнитному и/или сверхпроводящему упорядочению. Недавно авторами при высоком давлении 8 ГПа был синтезирован моногерманид родия RhGe с нецентросимметричной кубической структурой типа B20. В отличие от некоторых других моногерманидов, RhGe образуется только при высоких давлениях и остается метастабильным при снятии давления. На основе измерений электросопротивления, магнитной восприимчивости и теплоемкости был сделан вывод о наличии в RhGe слабого ферромагнетизма (ниже 140 К) и сверхпроводимости (ниже 4.3 К).

В настоящем докладе представлены ядерно-спектроскопические исследования RhGe в несверхпроводящей области, выполненные методом возмущенных угловых  $\gamma\gamma$ -корреляций (ВУК) на ядрах  $^{111}\text{Cd}$ . Такие эксперименты дают локальную информацию об электронных, структурных и ядерных характеристиках материала. Измеряемая резонансная частота зависит от сверхтонкого магнитного поля  $H_{\text{hf}}$  на ядре-зонде и от сверхтонкого взаимодействия квадрупольного момента ядра  $Q$  с градиентом электрического поля (ГЭП), создаваемым его окружением. Тензор ГЭП определяется несферическими компонентами плотности заряда вблизи ядра, а его асимметрия выражается как  $|V_{xx} - V_{yy}|/V_{zz}$ . В кубическом кристалле достаточно знать компоненту  $V_{zz}$ . Здесь приводятся предварительные результаты только для парамагнитной фазы RhGe. В отсутствие магнитного упорядочения измеряется квадрупольная частота  $\nu_Q = eQV_{zz}/h$ , что позволяет непосредственно определять ГЭП. Получены значения  $\nu_Q = 134.6$  МГц и  $V_{zz} = 6.7(2) \times 10^{17}$  В/см<sup>2</sup>. Обнаружен слабый рост  $\nu_Q$  и  $V_{zz}$  при понижении температуры.

Для метастабильных фаз высокого давления характерно наличие неоднородностей типа примесей, беспорядка и т.п. В этом случае большое значение приобретают независимые от эксперимента расчеты из первых принципов. Они позволяют, например, уточнять квадрупольные моменты ядер, которые не всегда хорошо известны. Мы выполнили расчеты ГЭП в RhGe на узлах родия и германия. Расчеты проводились методом FPLAPW+lo с помощью программы Wien2k. Данный подход является полноэлектронным, поэтому он более пригоден для описания свойств вблизи атомного остова, чем метод псевдопотенциала. Вычисленная величина ГЭП на узлах Rh согласуется с экспериментальным значением  $V_{zz}$ . Это подтверждает изначальное предположение, что пробные ядра  $^{111}\text{Cd}$  локализованы в узлах родия.

*Работа выполнена при частичной поддержке РАН и РФФИ (гранты 14-02-00001 и 16-02-01122).*

1. A.V. Tsvyashchenko, V.A. Sidorov, A.E. Petrova et al. *J. Alloys Compd.* **686**, 431 (2016)

# МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НАНОКЛАСТЕРАМИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ В КОМБИНАЦИИ С МОДЕЛЮ ТЕРМИЧЕСКОГО ПИКА

Батгэрэл Б.<sup>1,3</sup>, Пузынин И.В.<sup>1</sup>, Пузынина Т.П.<sup>1</sup>, Тухлиев З.К.<sup>1</sup>, Христов И.Г.<sup>1,2</sup>,  
Христова Р.Д.<sup>1,2</sup>, Шарипов З.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия,  
zarif@jinr.ru*

<sup>2</sup>*Софийский университет имени святого Климента Охридского, София, Болгария*

<sup>3</sup>*Монгольский государственный университет науки и технологий, Улан-Батор, Монголия*

В настоящей работе исследуется модель структурных изменений в поверхностном слое металлов при облучении их нанокластерами методом молекулярной динамики [1], дополненной моделью термического пика [2]. Метод молекулярной динамики эффективен при исследовании процессов взаимодействия нанокластеров с металлическими мишенями при энергиях нанокластера до нескольких кэВ. При росте энергии нанокластеров начинают преобладать неупругие потери энергии нанокластеров в облучаемой мишени и возникает необходимость модификации модели взаимодействий нанокластеров с мишенью.

Одним из механизмов учета неупругих потерь энергии при облучении материалов является применение модели термического пика. Модель термического пика – система дифференциальных уравнений для температур электронного газа и кристаллической решетки – на протяжении нескольких десятилетий эффективно применяется для исследования процессов облучения материалов тяжелыми ионами высоких энергий [3]. Непосредственное применение модели термического пика для описания взаимодействия нанокластеров с металлами затруднено, так как вид функции источника в модели термического пика не соответствует облучению нанокластерами.

На первом этапе для нахождения параметров функции источника в модели термического пика решается обратная задача путем параметрической подгонки выбранных результатов модели термического пика к соответствующим молекулярно-динамическим результатам для низких значений энергии нанокластеров. Далее найденная функция источника используется как начальная при моделировании облучения поверхности нанокластерами более высоких энергий. Комбинация модели термического пика и методов молекулярной динамики позволяет последовательно при увеличении энергии и частоты нанокластеров уточнять параметры источника модели термического пика. В рамках данного подхода получены результаты моделирования структурных изменений: плотность, глубина проникновения атомов нанокластеров в облучаемую мишень в зависимости от энергии и размера нанокластеров.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-01-06055-а и гранта Полномочного представителя Республики Болгария в ОИЯИ.*

1. Б.Батгэрэл, А.Ю.Дидык, Э.Г.Никонов, И.В.Пузынин. Моделирование взаимодействия нанокластеров с тонкими металлическими пленками // Поверхность. 2015. 10. С. 40-45.
2. М.И. Каганов, И.М. Лифшиц, Л.В. Танатаров. Релаксация между электронами и решеткой // ЖЭТФ. 1956. 31. 2(8). С. 232-237.
3. И.В. Амирханов, А.Ю. Дидык, И.В. Пузынин и др. Распыление твердых тел под действием тяжелых ионов и температурные эффекты в электронной и решеточной подсистемах // ЭЧАЯ. 2006. Т.37. Вып.6. С. 1592-1644.

## УЛУЧШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПЛЕКСНЫХ ДОБАВОК

Гувалов А.А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет*  
*Баку, Азербайджанская Республика,*  
[abbas-guvalov@mail.ru](mailto:abbas-guvalov@mail.ru)

Современные высокопрочные бетоны позволяют существенно снизить материалоемкость и повысить эффективность строительства. Вместо с тем, сегодня предъявляется новый уровень требований к бетонам. Это объясняется применением их не только в обычных, но и в особых экстремальных условиях, в конструкциях, где необходимы повышенная трещиностойкость, прочность на растяжение, высокая ударная вязкость и износостойкость. Результаты исследований свидетельствуют о низких значениях воздушно-влажностной усадки высокопрочного бетона, не превышающих 0,3...0,5 мм/м в воздушно-влажностных условиях.

Проведенные исследования показали, что введение тонкодисперсных наполнителей в составе органоминерального модификатора позволяет снизить усадку цементного камня в среднем в 2,2 раза. Очевидно, для высокопрочного бетона в присутствии жесткого скелета из высокопрочных заполнителей следует ожидать значительно меньших объемных изменений в процессе попеременного увлажнения и высушивания. В связи с этим, выполнена сравнительная усадка пластифицированного и непластифицированного высокопрочного бетона, модифицированного тонкодисперсными наполнителями. Для сравнения усадочных деформаций готовились бетоны на трех видах наполнителя, при их различной удельной поверхности и дозировках. В качестве крупного заполнителя использовали щебень фракции 5–10 мм. В качестве мелкого заполнителя использовали песок с модулем крупности – 2,6.

Расход материалов на 1 м<sup>3</sup> бетонной смеси принят следующий: цемент – 550 кг, песок – 660 кг, щебень – 1250 кг. В/Ц-отношение бетона контрольного состава составляло 0,4, а пластифицированного с органоминеральными добавками достигало 0,25–0,32. В качестве минеральной части добавки использовали смеси продуктов термообработки каолина Чанлибельского месторождения и гипсовый камень Геранбойского месторождения Азербайджана, а в качестве пластификатора применяли суперпластификатор типа СП-3 (компания ПОЛИПЛАСТ).

Впервые выявлено влияние комплексного модификатора АС полученной тонким измельчением метакаолина и гипсового камня с применением суперпластификатора СП-3 на деформативные свойства цементного камня и бетона. Установлено значительное снижение деформаций цементного камня с модификатором АС. Для цементного камня, модифицированного АС-ом, снижение усадочных деформаций в условиях полного высушивания при 105°С составила 40–45% по сравнению с контрольным.

Изучены усадочные деформации высокопрочного бетона, модифицированного с АС. Установлено, что усадка бетона с АС уменьшилась на 45%, по сравнению с контрольным. Минимальные деформации усадки обеспечивались при дозировке наполнителя в пределах 10–15%. После 20 циклов попеременного водонасыщения и высушивания бетон с органоминеральными модификаторами повысил трещиностойкость на 14–18%, что позволяет прогнозировать его высокую долговечность.



## ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ САМОУПЛОТНЯЮЩИХСЯ БЕТОНОВ

Гувалов А.А., Мамедова А.А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет  
Баку, Азербайджанская Республика, [abbas-guvalov@mail.ru](mailto:abbas-guvalov@mail.ru)*

Самоуплотняющимися называют бетоны, которые без уплотнения способны течь и заполнять форму, не обнаруживая при этом сегрегации. Реологические свойства таких бетонов можно обеспечить, благодаря тщательному подбору исходных материалов и их пропорций. Отказ от механической вибрации ведет к получению более надежных и стабильных бетонных конструкций. Общие улучшения условий труда оказывают существенное влияние на повышение безопасности труда и здоровья рабочих, что также способствует увеличению производительности.

Для производства высокопрочного бетона водоцементное отношение (отношение В/Ц) должно быть значительно ниже 0,4, за счет чего уменьшается пористость и повышается прочность матрицы цементного камня. Зерна заполнителя должны обладать высокой прочностью и по возможности высоким модулем упругости. Также необходимо очень хорошее сцепление между зернами заполнителя и матрицей цементного камня.

В данном случае превосходный результат достигается за счет добавления пуццолановых вяжущих. Заполнители должны отвечать требованиям соответствующих норм. Важную роль играют прочность, водопоглощение, форма зерна, гранулометрический состав и химическая активность (предотвращение щелочных реакций). Чтобы уверенно выйти на прочность выше 100 МПа, рекомендуется применять мелкий базальтовый, габбровый или гранитный щебень. Гранулометрический состав должен обладать как можно более низким содержанием мелкодисперсных частиц (<0,125 мм) и мелкозернистого песка (от 0,125 до 0,25 мм). Диаметр самого крупного зерна должен колебаться в пределах от 8 до 16 мм. В качестве минеральных добавок при производстве высокопрочных бетонов используются: микрокремнезем, зола-унос каменного угля, метакаолин, нанокремнезем (кремневая кислота) и каменная мука (кварцевая и известняковая мука). Микрокремнезем имеет в данном контексте особое значение: сферические частицы микрокремнезема диаметром примерно 0,2 микрометра заполняют пустоты между зернами заполнителя и цементным камнем за счет разрушения низкопрочных кристаллов портландита (пуццолановая реакция).

Обязательным условием при изготовлении высокопрочных бетонов является использование пластификаторов в качестве химических добавок. Все большее применение находят эфиры поликарбоната, которые, наряду с известными механизмами пластификации, обладают дополнительным преимуществом: структуры макромолекул полимера, которые скапливаются на поверхности частицы и фактически берут на себя функцию распорок. В данном случае речь идет о пространственной (стерической) стабилизации. По сравнению с другими реагентами, даже минимальная доза продуктов на основе эфиров поликарбоната обеспечивает адекватное разжижающее действие и продлевает сроки удобоукладываемости бетонной смеси.

Высокопрочные бетоны значительно быстрее набирают прочность, чем традиционные бетоны. Причиной этому служит низкое водоцементное отношение, а также более активное выделение тепла вследствие быстрой гидратации и высокого содержания цемента. Прочность сверхпрочного бетона колеблется в пределах 150 МПа и 250 МПа. Данный бетон позволяет создавать конструкции и сооружения, отличающиеся одновременно как высокой несущей способностью, так и тонкостью контуров и долговечностью. Основными областями применения высокопрочных бетонов являются: высотное строительство, мосты, резервуары для жидкостей, промышленные полы и др.

## РЕЛАКСАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОМПОЗИТАХ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Наими Е.К.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
Москва, Россия,  
[e.naimi@mail.ru](mailto:e.naimi@mail.ru)*

Методом составного пьезоэлектрического осциллятора [1] проведены ультразвуковые (УЗ) испытания образцов композита NiCuTiZr в интервале амплитуд деформации  $\varepsilon_0$  от  $\sim 10^{-6}$  до  $5 \cdot 10^{-4}$  и частотах  $\sim 10^5$  Гц. Образцы для исследования имели форму цилиндров диаметром 2 мм. Резонансная длина образцов составляла 21 мм. Плотность образцов  $\rho = 6,89 \pm 0,04$  г/см<sup>3</sup>. Измеренный начальный модуль Юнга  $E = 88,2$  ГПа.

Снимались амплитудные зависимости внутреннего трения (ВТ)  $Q^{-1}$  и дефекта модуля Юнга (ДМЮ)  $\Delta E/E$  как в прямом, так и в обратном направлениях, а также после УЗ испытаний (2 часа) и отдыха (28 суток). Все измерения проводили при комнатной температуре и атмосферном давлении.

В предположении одномодового релаксационного процесса зинеровского типа с одним временем релаксации  $\tau$  [2] по отношению  $r = Q^{-1} / |\Delta E/E| = \omega\tau$  было найдено время релаксации  $\tau$  для всех режимов испытаний. На прямой ветви зависимость  $\tau(\varepsilon_0)$  имеет линейный характер – прямая линия, проходящая через точки  $\tau_1 = 1,85 \cdot 10^{-6}$  с при  $\varepsilon_0 = 0$  и  $\tau_2 = 1,05 \cdot 10^{-6}$  с при  $\varepsilon_0 = 2,2 \cdot 10^{-4}$ . На обратной ветви, в интервале амплитуд деформации  $\varepsilon_0 = 3 \cdot 10^{-5} - 2 \cdot 10^{-4}$ , время релаксации  $\tau$  не зависит от  $\varepsilon_0$ :  $\tau_2(\varepsilon_0) = \text{const} = 1,05 \cdot 10^{-6}$  с. После УЗ испытаний на кривых амплитудных зависимостей ВТ и ДМЮ выделяются два характерных участка: 1) при  $\varepsilon_0 \leq 1 \cdot 10^{-4}$  ВТ и ДМЮ являются амплитудно-независимыми, причем их уровень почти на порядок меньше уровня ВТ и ДМЮ обратной ветви; 2) при  $\varepsilon_0 > 1 \cdot 10^{-4}$  ВТ и ДМЮ становятся амплитудно-зависимыми с характерным степенным законом изменения от  $\varepsilon_0$ . Указанные факты свидетельствуют о том, что в данном состоянии ВТ и ДМЮ образцов имеют атермическую природу. Соответствующее время релаксации неупругой деформации можно представить в этом случае как:

$$\tau_3(\varepsilon_0) = \begin{cases} \tau_0, & \varepsilon_0 \leq 10^{-4}; \\ \tau(\varepsilon_0), & \varepsilon_0 > 10^{-4}, \end{cases} \text{ где } \tau_0 = 5,0 \cdot 10^{-8} \text{ с.}$$

По результатам проведенных исследований делается вывод о том, что при амплитудах УЗ деформации  $\varepsilon_0 \geq 1 \cdot 10^{-4}$  неупругое поведение образцов композита NiCuTiZr инициируется атермическим мартенситным превращением [3-5].

*Работа выполнена при поддержке Федерального агентства по науке и инновациям (02.523.11.3013).*

1. Н.А. Тяпунина, Е.К. Наими, Г.М. Зиненкова. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами. Изд-во МГУ им. М.В. Ломоносова, М. (1999). 238 с.
2. В.С. Постников. Внутреннее трение в металлах. Металлургия, М. (1974). С. 59–63.
3. D.V. Louzguine-Luzgin, A. Vinogradov, Guoqiang Xie, et al. Phil. Mag. 89, No. 32, 2887 (2009).
4. S. Kustov, D. Salas, E. Cesari, et al. Acta Materialia. 60, 2578 (2012).
5. I.S. Golovin, V.Yu. Zadorozhnyy, A.Yu. Churyumov, et al. J. of Alloys and Comp. 579, 633 (2013).

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНО-ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ ОБОБЩЕННОЙ НЕЛИНЕЙНОЙ РЕОЛОГИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ

Наими Е.К.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»  
Москва, Россия, [e.naimi@mail.ru](mailto:e.naimi@mail.ru)*

Обеспечение надежного прогнозирования усталостно-прочностных свойств поверхностного слоя изделий из металла при эксплуатации в условиях действия внешней нагрузки является одним из основных требований, предъявляемых к конструкционным материалам с заявленным ресурсом усталостной прочности. В данной работе предлагается алгоритм определения предела усталостной прочности поверхностного слоя металлов по заявленному ресурсу усталостной прочности в режиме статического нагружения. Построение алгоритма основано на использовании обобщенной нелинейной реологической модели упруго-пластической деформации твердого тела. Действие алгоритма сводится к следующему.

1. По известным характеристикам условий натуральных испытаний изделия – времени испытания  $t_{исп}$  и действующему напряжению  $\sigma_{исп}$ , а также измеренной методом рентгеновской дифрактометрии величине остаточных поверхностных напряжений  $\sigma_{ост}$  – определяют время релаксации напряжений:

$$\tau = -t_{исп} \left[ \ln \left( 1 - \frac{\sigma_{ост}}{\sigma_{исп}} \right) \right]^{-1}. \quad (1)$$

2. Ресурс усталостной прочности  $T_p$ , как время, по истечении которого усталостные напряжения в процессе эксплуатации изделия при постоянной нагрузке  $\sigma$  достигнут предела усталостной прочности  $\sigma_r$ , определяют по формуле:

$$T_p = -\tau \ln \left[ \frac{\pi D}{4E^*} \left( 1 - \frac{\sigma_r}{\sigma} \right) \right], \quad \sigma > \sigma_r, \quad (2)$$

где  $D$  – модуль упрочнения;  $E^*$  – приведенный нелинейный модуль упругости, зависящий от структурно-механических характеристик металла (структурного параметра  $\gamma$ , модуля Юнга  $E$ , коэффициента Пуассона  $\nu$  и предела текучести  $\sigma_t$ ).

3. Для установившегося процесса деформации ( $t \rightarrow \infty$ ) оценивают протяженность площадки текучести  $\Delta \varepsilon_t(\infty)$  по формуле:

$$\Delta \varepsilon_t(\infty) = \frac{4\sigma_t}{\pi D}. \quad (3)$$

4. Оценку ресурса усталостной прочности  $T_p$  осуществляют по формуле:

$$T_p = -\tau \ln \left[ 1,13(1 + 0,785 \cdot \Delta \varepsilon_t(\infty)) \left( 1 - \frac{\sigma_r}{\sigma} \right) \right]. \quad (4)$$

5. При решении обратной задачи – оценки предела усталостной прочности  $\sigma_r$  по заявленному ресурсу усталостной прочности  $T_p$  – используют формулу:

$$\sigma_r = \sigma \left( 1 - \frac{4E^*}{\pi D} e^{-\frac{T_p}{\tau}} \right), \quad (5)$$

где  $\sigma$  – действующее напряжение приложенной постоянной нагрузки.

*Работа выполнена при поддержке Федерального агентства по науке и инновациям (02.523.11.3013).*

# ПРОСТРАНСТВЕННАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И ПЕРЕСТРОЙКИ ЛОКАЛЬНОЙ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Велигжанин А.А.<sup>1</sup>, Зубавичус Я.В.<sup>1</sup>, Чернышов А.А.<sup>1</sup>, Сундеев Р.В.<sup>2</sup>,  
Шалимова А.В.<sup>2</sup>

1) НИЦ «Курчатовский Институт», Москва, Россия

2) Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова,  
ФГУП «ЦНИИчермет им.И.П.Бардина», Москва, Россия  
[veligzhanin\\_aa@nrcki.ru](mailto:veligzhanin_aa@nrcki.ru)

В процессе обработки образцов в камере Бриджмена степень деформации материала зависит от пространственной координаты, следовательно структурные преобразования образца оказываются пространственно неоднородными. Проведение исследований с пространственным разрешением позволит более полно характеризовать структуру образца в целом, а значит, подробнее исследовать протекание пластической деформации. Ранее показано, что эволюция структуры в ходе кручения под высоким давлением сопровождается локальными перестройками на уровне нескольких межатомных расстояний [1], поэтому важно также характеризовать локальную структуру изучаемого материала.

На станции «Структурное материаловедение» Курчатовского источника синхротронного излучения реализована методика автоматизированного дифракционного картографирования неоднородных образцов с пространственным разрешением до 200 мкм с максимальным полем зрения 2.5(в)×8(г) мм<sup>2</sup>. В каждой пространственной точке с использованием двухкоординатного детектора измеряется двумерная дифрактограмма высокого качества. Привязка полученной дифрактограммы к фотографии образца в оптическом микроскопе осуществляется с использованием дополнительного образца-метки. Использование синхротронного излучения высокой энергии и большой угол сбора рассеянного излучения позволяет измерять дифрактограммы до больших значений модуля вектора рассеяния  $q \approx 15 \text{ \AA}^{-1}$  и использовать экспериментальные данные для получения функций парных корреляций, характеризующих локальную структуру исследуемого материала. Для обработки полученных данных с учетом специфики исследуемых аморфно-кристаллических образцов сплава  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  разработано специальное программное обеспечение, позволяющее в автоматическом режиме обрабатывать большое количество (~100) дифрактограмм. При этом, на основе подгонки экспериментальной кривой аналитической функцией, оценивается доля аморфной фазы в образце, параметры аморфного гало — положение и ширина, а также параметры элементарной ячейки для присутствующих в образце кристаллических фаз. Совместный анализ данных о параметрах кристаллической структуры и функций парных корреляций позволяет проследить эволюцию структуры исследуемых образцов на нескольких иерархических уровнях.

*Работа выполнена при поддержке грантов Фонда РФФИ №15-02-02621-а и №16-02-00144\_а. А.А. Велигжанин выражает благодарность Совету по грантам Президента Российской Федерации за предоставление стипендии № СП-982.2016.1.*

1. А. В. Шалимова, А. А. Велигжанин, Р. В. Сундеев, Я. В. Зубавичус, А. М. Глезер, А. А. Чернышов // Известия РАН. Серия физическая, 2014, том 78, № 11, с. 1506–1512

## МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ В $\alpha$ - И $\beta$ -ФАЗАХ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

Чувильдеев В.Н., Семенычева А.В.

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского», Научно-исследовательский физико-технический институт, г. Нижний Новгород, Россия  
[avsemenycheva@gmail.com](mailto:avsemenycheva@gmail.com)*

Титан и цирконий являются перспективными конструкционными материалами, которые широко используются атомной отрасли, а также находят широкое применение в медицине. Оба металла характеризуются аномально низкими значениями энергии активации зернограничной диффузии  $Q_b$  в низкотемпературной  $\alpha$ -фазе. Выраженные в безразмерной форме  $Q_b/kT_m$  ( $k$  – постоянная Больцмана,  $T_m$  – температура плавления) эти значения составляют 6 для титана и 7 для циркония. Эти величины ниже соответствующих энергий, характерных для однофазных металлов, таких как медь или алюминий (9 и 10 соответственно), и энергии активации зернограничной диффузии в высокотемпературной  $\beta$ -фазе, которая составляет 9,5 в титане и 10 в цирконии. Цель работы – построение модели, объясняющей причины аномально низких значений энергии активации зернограничной диффузии в  $\alpha$ -фазе титана и циркония.

В основе модели лежит теория неравновесных границ зерен (ТНГЗ) [1]. Она хорошо описывает диффузионные процессы в однофазных материалах, однако, для расчета параметров зернограничной диффузии в титане и цирконии она непосредственно неприменима, поскольку в этих металлах при повышенных температурах происходит полиморфное превращение, термодинамика которого влияет на кинетику гетерофазных флуктуаций аморфизации. Учет этого перехода, а также учет того, что термодинамические свойства аморфной фазы границ зерен отличаются от свойств жидкого металла, а именно что ее колебательная энтропия соответствует энтропии кристаллической фазы, позволил получить значения энергии активации зернограничной самодиффузии в высокотемпературной фазе титана и циркония, хорошо согласующиеся с экспериментальными данными

Аномально низкие значения энергии активации зернограничной диффузии в низкотемпературной  $\alpha$ -фазе титана и циркония обусловлены вкладом в свободную энергию возникновения гетерофазных флуктуаций аморфизации дополнительных слагаемых, связанных с выделением энергии при фазовых превращениях. Полученные на основе построенной модели значения энергии активации зернограничной диффузии в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах титана и циркония с высокой степенью точности соответствуют экспериментальным данным.

1. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2004. 304 с

# ЭФФЕКТ ПЕРЕКРЕСТНОЙ ВЗАИМОСВЯЗИ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ПРУЖИНЫ ИЗ TiNi

Андронов И.Н.<sup>1</sup>, Демина М.Ю.<sup>2</sup>, Полугрудова Л.С.<sup>2</sup>

Ухтинский государственный технический университет<sup>1</sup>, Ухта, Россия

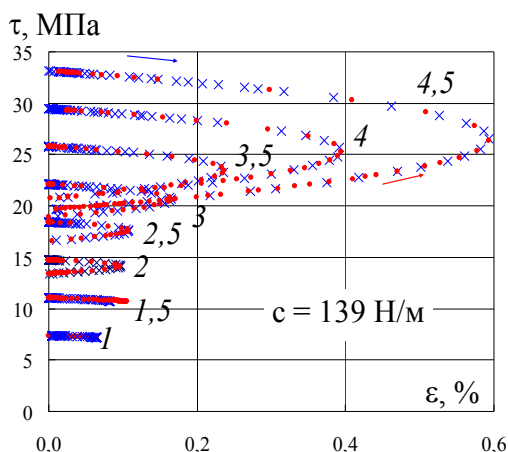
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

Сыктывкарский лесной институт (филиал) Санкт-Петербургского государственного лесотехнического университета<sup>2</sup>, Сыктывкар, Россия

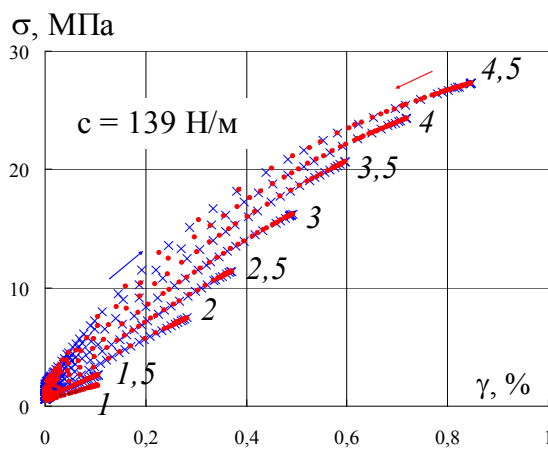
[mdemina59@mail.ru](mailto:mdemina59@mail.ru)

В материалах с каналами мартенситной неупругости наблюдается сильное влияние вида напряженного состояния на характер деформирования, причем нормальные напряжения подавляют сдвиговую составляющую деформации, а касательные напряжения осевую деформацию [1]. В витой пружине из никелида титана при термоциклировании под действием постоянной растягивающей силы материал находится в условиях изменяющихся по величине нормальных и касательных напряжений [2]. В работе [2] предложен метод расчета напряжений и деформаций, в котором исходными данными являются экспериментально полученные зависимости перемещения свободного конца  $\delta$  и внешнего диаметра  $D$  от температуры. В данной работе представлен анализ взаимосвязи напряжений и деформаций, возникающих при термоциклировании пружины.

Результаты расчета в координатах  $\tau - \varepsilon$  (рис.1) показывают, что при нагрузках  $P = 1 - 1,5$  Н наблюдается обратная связь между напряжением и деформацией, с увеличением силы натяжения зависимость принимает более сложный вид. Нормальное напряжение и сдвиговая деформация (рис. 2) монотонно возрастают при охлаждении и уменьшаются при нагревании.



**Рис. 1.** Связь касательного напряжения и осевой деформации при термоциклировании цилиндрической пружины из никелида титана под постоянной силой растяжения (значения в Н указаны цифрами у кривых)  
× – охлаждение, • – нагрев



**Рис. 2.** Связь нормального напряжения и сдвиговой деформации при термоциклировании цилиндрической пружины из никелида титана под постоянной силой растяжения (значения в Н указаны цифрами у кривых)  
× – охлаждение, • – нагрев

1. Андронов И.Н., Лихачев В.А., Рогачевская М.Ю. Эффекты памяти формы у сплава TiNiCu при сложном напряженном состоянии // Изв. Вузов. Физика. 1989. № 2. С. 117-119.
2. Андронов И.Н., Демина М.Ю., Полугрудова Л.С. Расчетно-экспериментальный анализ термоциклического деформирования витых пружин из никелида титана // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 5. С. 20-27.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ И ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ЗА ФРОНТОМ УДАРНЫХ ВОЛН В МЕДИ И СТАЛЯХ

Бородин И. Н.<sup>1-3</sup>, Майер А. Е.<sup>2</sup>, Атрошенко С. А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем машиноведения РАН,  
Санкт-Петербург, Россия,  
[elbor7@gmail.com](mailto:elbor7@gmail.com)

<sup>2</sup>Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

<sup>3</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

Для описания сложного профиля волны разгрузки при динамическом нагружении сталей и некоторых металлов [1] недостаточно учета только дислокационной пластичности, но требуется также моделирование механического двойникования и фазовых переходов за фронтом ударной волны. Кроме эффектов пластической деформации, эти дополнительные механизмы приводят к существенному упрочнению материала, что представляет практический интерес для технологии модификации материалов. На основе энергетических закономерностей нами были предложены модели кинетики и динамики для двойников в сталях и меди [2,3] и фазовых переходов в сталях. Вместе с моделями дислокационной пластичности [3-5] и разрушения [5] они позволяют получать как эффекты механического отклика материала на макроуровне, так и распределение дефектных структур в объеме материала после прохождения по нему ударных волн. В данной работе мы сравниваем полученные при численном моделировании пространственные распределения и характерные размеры двойников и образование новых фаз с результатами микроструктурных исследований образцов меди и сталей, подвергнутых ранее ударному нагружению, выполненному Ю.И. Мещеряковым с сотрудниками [6].

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ (проект 16-31-60051), грантов Президента для молодых российских ученых МК-4649.2016.1 и МД-7481.2016.1, Министерства Образования и Науки Российской Федерации (в рамках проектной части государственного задания № 3.1334.2014/К, выполняемого в Челябинском государственном университете).*

1. G.I. Kanel, S.V. Razorenov, V.E. Fortov Shock-Wave Phenomena and the Properties of Condensed Matter. Springer, New York, 2004.
2. E.N. Borodin, S.A. Atroshenko, A.E. Mayer // Techn. Phys. 59 (2014) 1163–1170.
3. E.N. Borodin, A.E. Mayer // Int. J. Plast. 74 (2015) 141-157.
4. A.E. Mayer, E.N. Borodin, V.S. Krasnikov, P.N. Mayer // J. Phys.: Conf. Ser. 552 (2014) 012002.
5. Mayer A.E., Khishchenko K.V., Levashov P.R., Mayer P.N // J. Appl. Phys. 113 (2013) 193508.
6. С.А. Атрошенко, Ю.И. Мещеряков // ФММ. 84 (1997) 101–108.

# IN SITU НАБЛЮДЕНИЕ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ «КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ→АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В $Ti_2NiCu$ В ХОДЕ КВД

Сундеев Р.В.<sup>1,2</sup>, Шалимова А.В.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2,3</sup>, Печина Е.А.<sup>4</sup>,  
Горшенков М.В.<sup>3</sup>, Носова Г.И.<sup>1</sup>

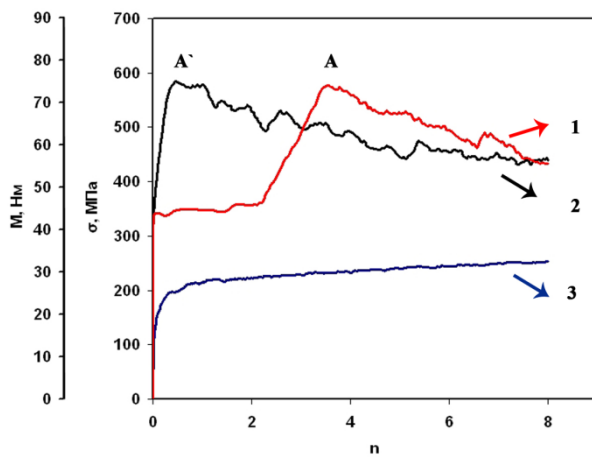
<sup>1</sup> ФГУП ЦНИИчермет им.И.П. Бардина, Москва, Россия

<sup>2</sup> Московский технологический университет, "МИРЕА", Москва, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский технологический университет,  
НИТУ МИСЦ, Москва, Россия

<sup>4</sup> Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия

Цель работы прояснить вопрос – где и как возникает аморфная фаза при КВД кристаллического материала. Изучали эволюцию структуры кристаллических образцов  $Ti_2NiCu$  путем сопоставления силовых параметров деформации, полученных в ходе КВД in situ, с результатами структурных исследований, проведенных после разгрузки образца



на разных стадиях деформации. На рисунке приведены кривые непрерывного изменения напряжения сдвига  $\sigma(n)$  в ходе КВД при комнатной температуре для исходно кристаллического сплава  $Ti_2NiCu$  (кривая 1). Для сравнения приведены кривые исходно аморфного (2) сплава  $Ti_2NiCu$  и непрерывного изменения напряжения сдвига  $\sigma(n)$  для поликристаллической меди марки М1(3), не претерпевающей фазовых превращений в ходе КВД. В интервале 2–4 оборота подвижной наковальни для кристаллического  $Ti_2NiCu$  наблюдается резкое

скачкообразное возрастание деформирующего напряжения – почти в два раза. Структурными методами исследования показано, что полученный эффект обусловлен деформационным фазовым переходом «кристалл  $\Rightarrow$  аморфное состояние» и соответствующим изменением механизма КВД. Уже при 0.25 оборота наблюдали аморфизацию границ деформационных фрагментов, связанную с реализацией процессов зернограничного проскальзывания. Структура материала становится двухфазной: образуется «зернограничный каркас» (ЗК) из аморфизированных зернограничных прослоек толщиной  $\sim 10$  нм. В процессе дальнейшего деформирования толщина аморфных стенок ЗК увеличивается ( $\sim 30-50$  нм при 0.5 оборота). К моменту, когда величина деформации соответствует 2 оборотам подвижной наковальни, ЗК трансформируется в массивную аморфную фазу, охватывающую большой объем материала:  $\approx 0,9$ . Предполагается, что  $n < 2$  КВД реализуется, в основном, по механизму зернограничного проскальзывания, присущего нанокристаллическим сплавам, а при  $n > 2$  доминируют механизмы, характерные для аморфных сплавов. Критическое значение доли кристаллической фазы, соответствующей смене механизма деформации для испытываемого материала, составляет  $V \approx 0,1$ .

Благодарим фонд РФФИ (грант № 14-02-00271) за финансовую поддержку работы.

Также благодарим С.М.Иванова за помощь в проведении механических испытаний.



## ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНСОДЕРЖАЩЕЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ТИПА X18H12AT С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ ЛИСТА

Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Кадач М.В., Лысенкова Е.В., Стомахин А.Я.

*НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*  
[csaap@mail.ru](mailto:csaap@mail.ru)

Легирование коррозионностойких высокоазотистых сталей азотом широко применяется в производственной практике для стабилизации аустенита, улучшения прочностных и других свойств металла. Возможность легирования азотом титансодержащих сталей отсутствует, т.к. ввод азота в расплав вызывает образование в стали при разливке и кристаллизации металла грубых дефектов (заворотов корки, крупных нитридных включений, скоплений нитридов и др.).

В настоящей работе в качестве исходного титансодержащего металла была выбрана сталь с достаточно низким (расчетным) содержанием азота, исключающим интенсивное образование нитридов титана при разливке. Легирование металла азотом осуществляли после прокатки стали на лист методом высокотемпературного внутреннего азотирования.

Образцы стали типа X18H12T (масс. %: 0,03 С; 0,35 Si; 1,2 Mn; 0,01 S; 0,01 P; 18 Cr; 12,8 Ni; 0,31 Ti; 0,03 Al; 0,012 N) прокатывали на лист 0,9...1,8 мм и выдерживали при температуре 1000...1100 °С в атмосфере чистого азота.

После азотирования образцы подвергали холодной прокатке на конечную толщину 0,45...0,9 мм с последующим рекристаллизационным отжигом (850 °С, 1 ч). Среднюю массовую долю азота определяли на приборе LECO TS-600. После азотирования средняя массовая доля азота в образцах при одинаковом времени выдержки варьировалась от 0,20 до 0,56 % в зависимости от толщины образца.

Исследование состава фаз в образцах проводили на рентгеновском дифрактометре RIGAKU Ultima IV. Для обработки и анализа дифракционных спектров использовалось программное обеспечение PDXL. Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса (нагрузка 100 г, время выдержки 10 с) на микротвердомере MICROMET 5101 с цифровой камерой Mitron MTV-62W1P. Испытания на растяжение плоских образцов проводили на универсальной испытательной машине INSTRON 5966 со скоростью растяжения 1 мм/мин при комнатной температуре.

Показано, что после внутреннего азотирования структура стали (на глубине 50–100 мкм от поверхности) состоит из  $\gamma$ -фазы, частиц типа  $\text{Cr}_2\text{N}$  и небольшого количества  $\alpha$ -фазы. Микротвердость по толщине образцов после азотирования распределена неравномерно: она минимальна в центральной части образца (180–260 HV) и максимальна у поверхности, где достигает значений 300–350 HV (в исходном состоянии 200 HV). После холодной прокатки и рекристаллизационного отжига характер распределения микротвердости по толщине образцов сохраняется.

После азотирования, холодной прокатки и рекристаллизационного отжига наблюдается повышение прочностных характеристик стали: предела прочности на 15–30 % (до 830–840 МПа), предела текучести в 1,3–1,7 раза (до 550–570 МПа), при относительном удлинении не менее 22 %. Удлинение образцов (как исходных, так и азотированных) происходит в основном за счет равномерной пластической деформации. Изломы азотированных образцов характеризуется преимущественно вязким мелкоячеистым строением с небольшой долей вторичных трещин.

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zr–2,5%Nb ПОСЛЕ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Рогачев С.О.<sup>1</sup>, Никулин С.А.<sup>1</sup>, Хаткевич В.М.<sup>1</sup>, Горшенков М.В.<sup>1</sup>,  
Сундеев Р.В.<sup>2</sup>, Велигжанин А.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

<sup>3</sup>НИИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия

[csaar@mail.ru](mailto:csaar@mail.ru)

Изучены структура и механические свойства промышленного циркониевого сплава Э125 (Zr–2,5% Nb) после мегапластической деформации кручением под высоким давлением (КВД) 4 ГПа при температурах 20 и 200 °С с  $N = 5$  (оборотов) на образцах диаметром 20 мм, а также его термическая стабильность при последующем нагреве в вакууме.

КВД сплава при температуре 20 °С приводит к формированию зеренно-субзеренной нано- и субмикроструктурной структуры со средним размером структурных элементов 80 нм. Повышение температуры КВД до 200 °С приводит к формированию структуры с большей долей равноосных зерен размером 80 – 110 нм. Наблюдалась фрагментация внутренней структуры отдельных зерен на полосы толщиной 3...20 нм.

Рентгеновский фазовый анализ выявил фазовые превращения  $\alpha$ -Zr  $\rightarrow$   $\omega$ -Zr ( $\alpha$ -Zr  $\rightarrow$   $\omega$ -Zr +  $\beta$ -Zr) в ходе КВД сплава. Обратное превращение происходит при нагреве. Достоверно выявить наличие фазы  $\beta$ -Zr в сплаве после КВД метод не позволил.

С использованием синхротронного излучения подтверждено превращение  $\alpha$ -Zr  $\rightarrow$   $\omega$ -Zr в ходе КВД сплава Э125, при этом фазовый состав после КВД при 20 °С в середине образца представляет собой смесь фаз  $\omega$ -Zr и  $\alpha$ -Zr, а с краю образца только  $\omega$ -Zr. После КВД при 200 °С смесь фаз  $\omega$ -Zr и  $\alpha$ -Zr наблюдается как в середине, так и с краю образца. Линий, принадлежащих фазе  $\beta$ -Zr (с учетом близкого положения линий  $\beta$ -Zr и  $\omega$ -Zr), не наблюдалось.

Микротвердость сплава после КВД (на середине радиуса образца) при обеих температурах КВД значимо не различалась и составила 370–380 НВ, что в ~2,4 раза выше микротвердости исходного состояния сплава. При этом после КВД при 20 °С значения микротвердости в центре образцов не превышают 250 НВ. Повышение температуры деформации при КВД до 200 °С приводит к более равномерному распределению значений микротвердости по поверхности образца.

Упрочнение сплава сохраняется при нагреве до 300 и 325 °С для КВД при 20 и 200 °С, соответственно, при времени выдержки не менее 10 ч.

Испытание на растяжение проводили на вырезанных из середины радиуса дискообразного КВД-образца миниатюрных образцах длиной, шириной и толщиной рабочей части 5; 1,5 и 0,7 мм, соответственно. Наибольшее повышение прочностных свойств сплава отмечается после КВД при температуре 20 °С: предел прочности повышается с 520 до 970 МПа при уменьшении пластичности до 1...2 %. На микроуровне излом образцов, подвергнутых КВД, вязкий мелкоячеистый с развитым рельефом, при этом размер ямок на порядок меньше, чем для сплава в исходном состоянии. Нагрев сплава после КВД до 300 °С значимо не влияет на изменение механических свойств при растяжении. При нагреве до 400 °С предел прочности снижается до 800 МПа, а относительное удлинение повышается до 4...5 %.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект №14.A12.31.0001).*

## ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С ВАНАДИЕМ И ЦИРКОНИЕМ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Рогачев С.О., Хаткевич В.М, Никулин С.А., Денисенко К.С.

*НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*  
[csaap@mail.ru](mailto:csaap@mail.ru)

В работе проведено сравнительное исследование влияния высокотемпературного азотирования на кинетику насыщения азотом, фазовый состав и механические свойства хромистых сталей, в т.ч. дополнительно легированных ванадием и цирконием.

Образцы для высокотемпературного азотирования из промышленных сталей 08X17T и 15X25T, а также опытных сплавов Fe–20Cr–5V и Fe–20Cr–1,5V–1,5Zr, вырезали из листов толщиной 0,5 мм в рекристаллизованном состоянии. Азотирование проводили при  $T = 1000...1100$  °С в среде чистого азота при избыточном давлении 0,1–0,2 атм, последующие отпуска проводили в вакууме.

Показана возможность изменения структуры и повышения механических свойств всего объема тонкостенных образцов всех исследуемых материалов при высокотемпературном азотировании. Результаты измерения микротвёрдости по сечению образцов свидетельствует о высокой однородности всех исследуемых материалов после азотирования и отпуска.

Повышение массовой доли хрома с 17 до 25 % (стали 08X17T и 15X25T) увеличивает растворимость азота в материале. При одинаковом времени азотирования (4 ч) массовая доля азота в стали повышается с 0,7 – 0,8 % для стали 08X17T до 1,6 – 1,8 % для стали 15X25T, т.е. в ~2,2 раза. Для сплава Fe–20Cr–1,5V–1,5Zr и стали 15X25T массовые доли поглощенного азота сравнимы, т.е. легирование 1,5 % V и 1,5 % Zr компенсирует уменьшение массовой доли хрома с 25 до 20 %. Наибольшая массовая доля азота, вошедшего в материал, наблюдается для сплава Fe–20Cr–5V, т.е. легирование ванадием наиболее сильно повышает растворимость азота.

После азотирования и отпуска структура сталей 08X17T и 15X25T состоит из  $\alpha$ -фазы и частиц нитридов типа Cr<sub>2</sub>N. В сплаве Fe–20Cr–5V также наблюдаются нитриды VN, а в сплаве Fe–20Cr–1,5V–1,5Zr – нитриды ZrN.

Азотирование с последующим отпуском приводит к повышению статической прочности исследуемых материалов в 1,6–2,0 раза как при комнатной температуре, так и при 700 °С.

Прочностные свойства при комнатной температуре сталей 08X17T и 15X25T, а также сплава Fe–20Cr–5V после одинаковой обработки (азотирование и отпуск при 700 °С) близки, несмотря на существенно большую массовую долю азота в стали 15X25T и сплаве Fe–20Cr–5V. Для сплава Fe–20Cr–1,5V–1,5Zr предел прочности несколько ниже. При этом относительное удлинение стали 08X17T в 2...3 раза больше, чем для стали 15X25T и сплавов Fe–20Cr–5V и Fe–20Cr–1,5V–1,5Zr, что связано в первую очередь с образованием крупных нитридов хрома в стали 15X25T и сплаве Fe–20Cr–1,5V–1,5Zr и нитридов ванадия в сплаве Fe–20Cr–5V, а также с большей концентрацией азота в твердом растворе этих материалов.

При температуре испытания 700 °С предел прочности сплава Fe–20Cr–1,5V–1,5Zr (после азотирования и отпуска при 700 °С) выше, чем для сплава Fe–20Cr–5V, и находится на том же уровне, что и для сталей 08X17T и 15X25T.

## ВЫСОКОПРОЧНАЯ ЛЕГКАЯ КЕРАМИКА ДЛЯ ЗАЩИТНЫХ ЭКРАНОВ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ

Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Попов А.А., Нохрин А.В.

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского  
Научно-исследовательский физико-технический институт,  
Нижний Новгород, Россия  
[boldin@nifti.unn.ru](mailto:boldin@nifti.unn.ru)*

Оксид алюминия является одним из наиболее перспективных керамических материалов для широкого спектра конструкционных применений благодаря сочетанию высокой твердости, термостойкости, химической инертности, а также доступности и низкой цены. Традиционно используемые композиты  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$  содержат от 5 об.% до 50 об.%  $\text{ZrO}_2$ , что обеспечивает существенное повышение трещиностойкости керамики. Поскольку удельный вес оксида циркония в  $\sim 1.4$  раза превосходит удельный вес оксида алюминия, масса готового изделия при содержании 25 об.%  $\text{ZrO}_2$  оказывается на 10% выше массы изделия, изготовленного из чистого  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . В связи с этим приобретает актуальность разработка керамик на основе оксида алюминия с малым содержанием оксида циркония и высокими механическими свойствами, не уступающими свойствам традиционных композитов  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ .

Спекание смеси нанодисперсных порошков  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  ( $d_0 \sim 100$  нм) («Taimei Chemicals Co., Ltd.» (Япония)) и  $\text{ZrO}_2$  ( $d_0 \sim 20$  нм) («Pangea Int., Ltd» (Китай)) проводилось методом электроимпульсного плазменного спекания в установке «Dr. Sinter model SPS-625» (SPS SYNTEX INC. Ltd., Япония). Температура измерялась по пирометру, сфокусированному на внешней поверхности графитовой пресс-формы  $\varnothing 30$  мм. Скорость нагрева составляла  $50$  °С/мин, величина приложенной нагрузки не превышала 70 МПа. Спекание проводилось в вакууме 6 Па. Температура спекания варьировалась в интервале от 1150 до 1250 °С.

В работе изучено влияние содержания добавок оксида циркония, температуры и времени спекания на плотность, параметры структуры и физико-механические свойства получаемых керамик на основе оксида алюминия. Показано, что оптимизация режимов спекания (температуры спекания и длительности изотермической выдержки) позволила получить высокоплотный ( $\rho_{\text{отн}} = 99.6$  %) композит  $\text{Al}_2\text{O}_3+1.5\text{об.}\%\text{ZrO}_2$  с однородной ультрамелкозернистой структурой ( $d = 300\div 400$  нм), обладающий повышенными механическими свойствами: микротвердость по Виккерсу  $H_v = 24$  ГПа, коэффициент трещиностойкости по Палмквисту  $K_{1c} = 4.2$  МПа $\cdot\text{м}^{1/2}$ .

В работе предложена качественная модель, описывающая конкурирующее влияние механизмов зернограницной и объемной диффузии на плотность спекаемой керамики. Установлено, что при высокой температуре спекания миграционная подвижность границ зерен велика, что позволяет им «откреплять» от пор. Это приводит к изменению характера пространственного расположения пор (по отношению к границе зерна) и, как следствие, к изменению кинетики и механика их диффузионного рассасывания. Поскольку при оптимальной температуре спекания (1200 °С) коэффициент объемной диффузии ( $D_v$ ) в оксиде алюминия на два порядка меньше величины коэффициента зернограницной диффузии ( $D_b$ ), то интенсивность диффузионного рассасывания пор в кристаллической решетке  $\text{Al}_2\text{O}_3$  существенно меньше, что затрудняет получение высокоплотного материала.

Показано, что для получения высокоплотной структуры необходимо путем выбора температуры и времени спекания уменьшить скорость миграции границ путем в момент окончания формирования непрерывной сетки границ зерен в спекаемой керамик. Проче-

монстрировано, что использование представлений о конкурирующем влиянии механизмов зернограницной и объемной диффузии в процессе спекания позволяет объяснить эффекты наблюдаемые при ступенчатых режимах спекания керамик: «Two Step Sintering», «Multi Step Sintering», «Rate Control Sintering».

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-48-02585) и Минобрнауки РФ.*

## **СВЯЗЬ КАЧЕСТВЕННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ (ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ) С АНОМАЛИЯМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛУМИНОВ, СТАЛЕЙ И ДУРАЛЮМИНОВ**

**Шахназаров К.Ю.**

*Санкт-Петербургский Горный университет,  
Санкт-Петербург, Россия,  
[karen812@yandex.ru](mailto:karen812@yandex.ru)*

Кроме аномалий свойств, отличительным признаком промежуточной фазы является качественное изменение (протяженности по температуре) интервала кристаллизации или перекристаллизации КИΔLS, которое имеет место у конгруэнтно и инконгруэнтно плавящихся фаз, в эвтектической или эвтектоидной точках, у концов эвтектической или эвтектоидных горизонталей, а также у любой немонотонности ликвидуса, поскольку солидус или солидоид представляет собой горизонталь в эвтектических или эвтектоидных системах. Эти системы являются заведомо двухфазными, металлографически легко и четко детерминируемыми, что никак не объясняет вопиющие для сплавов-смесей нарушения правила аддитивности.

Декларируются объясняющие аномалии свойств промежуточные фазы  $A_nB_m$ -КИΔLS:  $\sim Al_7Si$ ,  $Al_{41}Cu_9$  — отвечают эвтектической точке;  $Fe_{24}C$  — эвтектоидной точке;  $Al_{11}Si$ ,  $AlSi_6$  — изгибу ликвидуса;  $Fe_{42}C$  — изгибу ликвидоида;  $Al_{49}Cu$ ,  $Al_{97,5}Si_{1,5}$  — концу эвтектической горизонталей;  $Cu_4Al$ ,  $Cu_7Al_3$  — концам эвтектоидной горизонталей.

Признание фазы  $Al_7Si$  объясняет одновременный максимум прочности и пластичности; фазы  $Al_{41}Cu_9$  — минимум износа; фазы  $Fe_{24}C$  — максимум модуля упругости, твердости и электросопротивления; фазы  $Al_{11}Si$  — максимумы электросопротивления и магнитной восприимчивости в жидком и твердом состоянии, изгиб кривой линейной усадки, минимум пластичности; фазы  $AlSi_6$  — вопиющее (8-кратное) нарушение правила аддитивности (по твердости); фазы  $Fe_{42}C$  — минимум модуля упругости и максимумы предела текучести отожженной и термоулучшенной стали; фазы  $Al_{49}Cu$  — максимумы вязкости расплава и восприимчивости к термической обработке; фазы  $Al_{97,5}Si_{1,5}$  — максимумы горячеломкости и вязкости расплава, изгиб кривой сопротивления; на фазу  $Cu_4Al$  остро реагируют модуль Юнга, а фазе  $Cu_7Al$  отвечает абсолютный минимум износа.

Диаграммы состояния силуминов, сталей и дуралюминов с декларируемыми фазами хотя бы полезны, «если за критерий верности или пригодности диаграмм взять степень ее соответствия наблюдаемым структуре и свойствам» [1].

1. Бочвар А.А. *Металловедение*. 5-ое издание. М.: Металлургиздат. – 1956. – 496 с.

## НЕИЗМЕННОСТЬ ТВЕРДОСТИ (ПРИ ~ 0,5 %) ОТОЖЖЕННЫХ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ФАЗЫ ~ Fe<sub>42</sub>C

Шахназаров К.Ю.

Санкт-Петербургский Горный университет, Санкт-Петербург, Россия,  
[karen812@yandex.ru](mailto:karen812@yandex.ru)

При ~ 0,5 % С твердо установлены наблюдаемые при наличии промежуточных фаз аномалии свойств (магнитная восприимчивость, электросопротивление, плотность, вязкость и др.) расплавов и аустенита. Их производной является феррито-цементитная смесь, которая — в силу экспериментально установленной металлургической наследственности — может наследовать аномалии свойств родительской фазы. Для описываемых трех состояний (расплав, аустенит, смесь фаз) аномалии свойств при ~ 0,5 % С нужно как-то кратко обозначить, приписав, например, формулу промежуточной фазы ~ Fe<sub>42</sub>C.

П.Я.Салдау, коллега Н.С.Курнакова по Горному институту, исследуя твердость и электросопротивление, пришел к выводу: «Отсюда следует заключить, что прямолинейная схема не применима для характеристики железа и стали в отожженном состоянии» [1]. Между тем, в учебниках (Гуляев А.П., Новиков И.И) приводится линейная зависимость твердости отожженных доэвтектоидных сталей от содержания углерода.

Покажем почти площадки на кривых твердости отожженных доэвтектоидных сталей на следующих примерах:

1. По данным Boynton'a, при 0,48 – 0,68 % С на кривой твердости по Джаггару (H<sub>J</sub>) резко замедляется темп ее роста при увеличении содержания углерода (H<sub>J</sub> оценивается числом оборотов при высверливании алмазным острием лунки определенного размера); 2. Согласно Салдау, после отжига при 700° на зернистый цементит при 0,45 – 0,54 % С резко замедляется темп роста твердости (НВ) [1]; 3. Согласно Салдау, после отжига при 1050° на пластинчатый цементит замедляется темп роста НВ при 0,54 – 0,63 % С [1] соответственно; 4. По данным Benedicks'a, НВ сталей с 0,45 и 0,55 % С практически одинакова [1]; 5. По данным Robin'a, при 0,4 – 0,5 % С заметно снижается темп роста НВ [2]; 6. По данным Robin'a, на зависимости ширины штриха от царапания отчетливая площадка при % С > 0,6 [2]; 7. Согласно Wahlberg'у, у сталей с 0,4 – 0,9 % С прирост твердости (НВ) в интервале 0,6 – 0,65 % С составил одну единицу, в остальных интервалах — значительно больше [3]; 8. Твердость, измеренная по ширине черты на склерометре Мартенса, после отжига и закалки при 0,65 % С такая же, как и при 0,5 % С [4].

На основании этих почти площадок на кривых твердости, и пользуясь методом аналогии, можно декларировать промежуточную фазу ~ Fe<sub>42</sub>C (~ 0,5 % С), исходя из показанной Курнаковым почти неизменности свойств вблизи соединений ~ FeAl<sub>3</sub>, ~ Pb<sub>3</sub>Na и ~ Cu<sub>3</sub>Zn.

1. Салдау П.Я. Особые свойства эвтектоидной стали // Журнал Русского Металлургического общества (ЖРМО). 1916. Часть 1. № 3 – 4. С. 112 – 148.
2. Минкевич Н.А. Методы определения твердости металлов // ЖРМО. 1911. Часть 1. № 6. С. 731 – 768.
3. Салдау П., Геренс П. Определение при помощи методов закалки и твердости линии превращения  $\gamma$ -железа в  $\beta$  и  $\alpha$ -железо и линии насыщения  $\gamma$ -железа цементитом // ЖРМО. 1914. Часть 1. № 6. С. 789 – 824.
4. Hannemann H., Kühnel R. Закалка и отпуск гипозвтектоидных сталей // ЖРМО. 1913. Часть 2. № 5. С. 565 – 567.

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ И ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ . РОЛЬ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В.,  
Старенченко С.В., Соловьев А. Н.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия  
[j\\_sol@mail.ru](mailto:j_sol@mail.ru)*

Аномальная зависимость механических свойств сплавов со сверхструктурой  $L1_2$  проявляется в увеличении деформирующих напряжений с ростом температуры. Главной особенностью дислокационной структуры сплавов со сверхструктурой  $L1_2$ , отличающей ее от чистых металлов, является присутствие в ней длинных прямолинейных сегментов дислокаций, залегающих вдоль направлений типа  $\langle 110 \rangle$ . Такие барьеры идентифицируются как барьеры Кира–Вильсдорфа или подобного типа. Традиционно температурную аномалию механических характеристик связывают с увеличением числа таких барьеров с температурой. Однако количественные измерения, подтверждающие справедливость данного утверждения в литературе отсутствуют. Нами показано, что начиная уже с комнатной температуры, доля прямолинейных дислокаций не увеличивается, а уменьшается с температурой на фоне роста сдвиговых напряжений. Более того, при температурах 700 К и выше в дислокационной структуре прямолинейные дислокации практически отсутствуют, в то время как уровень напряжений течения остается по-прежнему высоким, и напряжения продолжают возрастать с температурой. Наблюдаются многочисленные дислокационные петли. Картины дислокационной структуры становятся похожими на те, которые наблюдают в облученных материалах. Этот экспериментальный факт свидетельствует о том, что в высокотемпературной области возможно термическое упрочнение в отсутствие барьеров Кира–Вильсдорфа. Заблокированные дислокации оказываются в случайных непрямолинейных конфигурациях, которые могут быть образованы при взаимодействии краевых дислокаций с точечными дефектами. При описании явления термического упрочнения в интервале высоких температур нельзя не учитывать механизмы, связанные с диффузионным осаждением точечных дефектов на дислокации краевой ориентации, приводящие к образованию краевых барьеров. В пользу последнего утверждения говорит также и обнаруженное нами явление суперлокализации пластической деформации в монокристаллах  $Ni_3Ge$  с ориентацией  $[100]$  при высоких температурах. Катастрофическую перестройку дислокационной структуры, когда в зоне локализации формируется поликристаллическая субструктура невозможно объяснить без привлечения механизмов массовой миграции и аннигиляции точечных дефектов в кристалле. Подтверждение существенной роли точечных дефектов в явлении термического упрочнения получены при исследовании дислокационной структуры и тонкого скольжения в области второго максимума аномалии монокристаллов  $Ni_3Ge$  с ориентацией  $[\bar{2} 3 4]$ . Деформация в области второго пика осуществляется кубическим скольжением. Было выяснено, что в этом случае в структуре отсутствуют прямолинейные винтовые дислокации. Все дислокации имеют направление преимущественного залегания, близкое к краевой ориентации, что свидетельствует о том, что активация диффузионных процессов приводит к образованию краевых барьеров и ограничению подвижности краевых сверхдислокаций.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00182-а*

# ОСОБЕННОСТИ УПРУГО-НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ДИСКЛИНАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛАХ НА СТАДИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ

Суханов И.И.<sup>1</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2</sup>, Дитенберг И.А.<sup>1,2</sup>

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

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия  
[suhanii@mail.ru](mailto:suhanii@mail.ru)

В процессе больших пластических деформаций металлических материалов кручении на наковальнях Бриджмена обнаружено явление локализации деформации в области упругих дисторсий, приводящее к формированию нанополос локализованной упругой деформации с кривизной кристаллической решетки сотни град/мкм, ограниченных дефектами типа нанодиполей, квадруполей и мультиполей частичных дисклинаций (ЧД).

Показано, что характерной особенностью упруго-напряженного состояния этих дефектов являются необычно высокие (до  $20E$  мкм<sup>-1</sup>,  $E$  – модуль Юнга) локальные градиенты диагональных компонент тензора напряжений. Важной особенностью сдвиговой компоненты тензора напряжений, под действием которой осуществляется движение нанодиполя ЧД, является ее максимальное значение перед фронтом движущегося диполя. Это обстоятельство является важным силовым фактором локализации упругой деформации в зоне нанодиполя, а также приводит к образованию в этой зоне более сложных дисклинационных конфигураций – трансформации нанодиполя ЧД в систему квадруполей этих дефектов.

Теоретический анализ энергии этих конфигураций показал, что указанная трансформация сопровождается кратным снижением энергии дисклинационного ансамбля. Установлено также, что важным энергетическим стимулом локализации деформации в области упругих дисторсий является тот факт, что при неизменной величине общего сдвига энергия обеспечивающего этот сдвиг дисклинационного ансамбля тем ниже, чем меньше размеры плеч входящих в него нанодиполей.

На основе анализа упруго-напряженного состояния и энергий дисклинационных конфигураций предложен механизм локализации деформации в области упругих дисторсий. В рамках этого механизма дефектом, осуществляющим деформацию в области локализации упругих дисторсий, является не просто нанодиполь ЧД. Это более сложный ансамбль дисклинаций, структура которого (диполи, квадруполи, мультиполи ЧД) в процессе распространения упругого сдвига периодически меняется, в том числе, с периодическим уменьшением энергии. То есть мы имеем дело с квазиволновым характером распространения упругих дисторсий (сдвигов и поворотов) в кристалле. Нанодиполь частичных дисклинаций представляет собой при этом своеобразный концентратор напряжений, определяющий его движение в направлении максимального напряжения сдвига. Эта особенность является важным фактором, обеспечивающим возможность локализации деформации с формированием обсуждаемых здесь нанополос упругих сдвигов и поворотов.

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



# КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ФАЗ КРЕМНИЯ Si-XII И Si-III, ФОРМИРУЕМЫХ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Гусева Д.Г., Овчинников П.Н.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия  
[aadmitr@yandex.ru](mailto:aadmitr@yandex.ru)

При индентировании в кремнии развиваются высокие давления, достаточные для фазовых превращений (ФП) [1]. Преобразование фазового состава в деформированной области вызывает изменение физических свойств (вплоть до перехода в проводящее состояние [2]). Несмотря на всесторонние исследования ФП в кремнии [1], некоторые вопросы остаются недостаточно изученными. Целью работы являлась количественная оценка объема метастабильных фаз кремния Si-XII, Si-III и  $\alpha$ -Si, формируемых при индентировании.

Известно [1], что прекурсором указанных фаз является металлизированная фаза кремния Si-II. В процессе ФП Si-II  $\rightarrow$  Si-XII/Si-III/ $\alpha$ -Si/Si-I происходит известное увеличение объема, обусловленное различием плотностей упаковок перечисленных фаз [1,3]. Соотношение долей фаз Si-XII, Si-III,  $\alpha$ -Si и Si-I были получены из данных Рамановской спектроскопии [4]. Это позволило выразить объемы указанных фаз через «исходный» объем металлизированной фазы  $V_{Si-II}$ . Количественную информацию о содержании фазы Si-II под индентором получали с использованием *in situ* метода (предложенного в [2] и развитого в [5]). Полученная таким образом зависимость  $V_{Si-II}$  от глубины внедрения индентора  $h$  позволила построить зависимости объемов фаз кремния Si-XII, Si-III,  $\alpha$ -Si и Si-I от  $h$  (рис. 1).

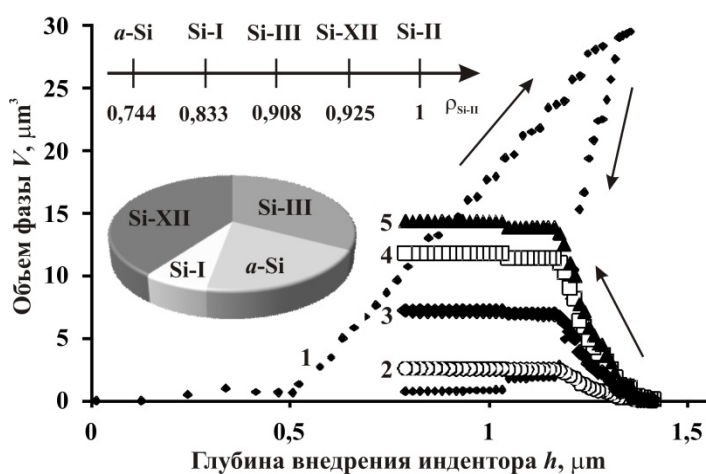


Рис. 1. Зависимости объемов фаз Si-II – (1) a-Si – (2), Si-I – (3), Si-III – (4) и Si-XII – (5) от глубины внедрения индентора. На врезках представлены соотношения относительных объемных долей и плотностей упаковок указанных фаз кремния

Следует отметить, что «совокупный» объем метастабильных фаз кремния на 14 % превосходит «исходный» объем металлизированной фазы  $V_{Si-II}$ .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 15-02-04797 а.

1. Dominich V., Gogotsi Y. // Rev. Adv. Mater. Sci., 2002, № 3, P. 1.
2. Gridneva I.V., Milman Yu.V., Trefiliv V.I. // Phys. Stat. sol. (a), 1972, № 14, P. 177.
3. Попов З.И., Федоров А.С., Кузубов А.А., Кожевникова Т.А. // Журнал структурной химии, 2011, Т. 52, № 5, С. 891.
4. Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Шуклинов А.В., Косырев П.А., Ловцов А.Р. // Известия ВУЗов. Серия Физика, 2011, Т. 54, № 8, С. 73.
5. Дмитриевский А.А., Гусева Д.Г., Ефремова Н.Ю. // Деформация и разрушение материалов, 2016, № 2, С. 31.

# ОСОБЕННОСТИ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СОСТОЯНИЯ ФЕРРОПНИКТИДОВ $\text{Ba}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_2\text{As}_2$ ВБЛИЗИ СТРУКТУРНОГО И МАГНИТНОГО ПЕРЕХОДОВ

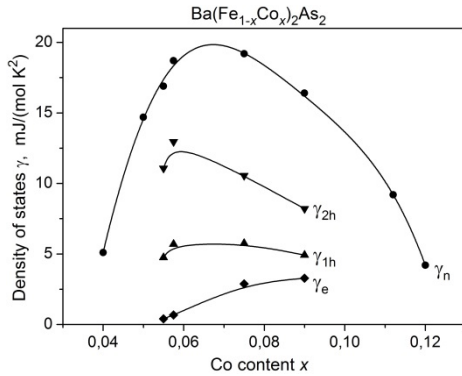
Каракозов А.Е.<sup>1</sup>, Магницкая М.В.<sup>1</sup>, Горшунов Б.П.<sup>2,3</sup>, Жукова Е.С.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики высоких давлений РАН, Троицк, Россия,  
karakozov@mtu-net.ru

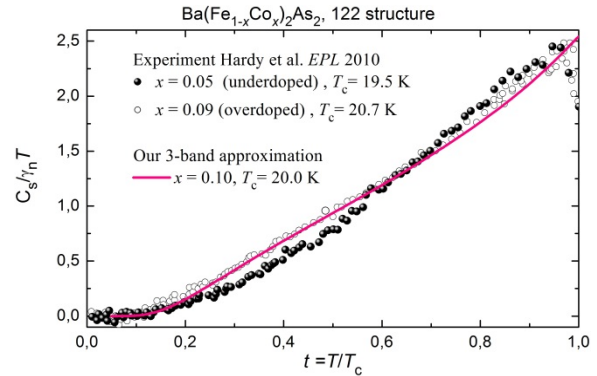
<sup>2</sup>Институт общей физики РАН, Москва, Россия

<sup>3</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

Проведен теоретический анализ температурной зависимости электронной теплоемкости  $C_s(T)$  [1] системы  $\text{Ba}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_2\text{As}_2$  в сверхпроводящей (СП) передопированной области ( $x > 0.06$ ) и в области сосуществования антиферромагнетизма и сверхпроводимости ( $x < 0.06$ ) вблизи структурного и АФМ переходов  $x \approx 0.06$ . С учетом наших результатов анализа оптических спектров [2] найдены параметры СП состояния (табл. 1) и показано, что при переходе в область сосуществования, ПФ электронной зоны закрывается АФМ щелью (рис. 1). Таким образом, структурный и АФМ переходы при  $x \approx 0.06$  сопровождаются еще и переходом из двух- в трехщелевое состояние (рис. 2).



**Рис. 1.** Эффективная плотность состояний на поверхности Ферми (ПФ)  $\gamma_n$  как функция концентрации  $x$  [1];  $\gamma_e$  – вклад электронной зоны,  $\gamma_{1h}$ ,  $\gamma_{2h}$  – вклады дырочных зон.



**Рис. 2.** Сравнение измеренных в работе [1] зависимостей  $C_s(T)$ . Сплошная линия – расчет для  $\text{Ba}(\text{Fe}_{0.9}\text{Co}_{0.1})_2\text{As}_2$  с  $T_c \approx 20$  К с параметрами из работы [2].

**Таблица 1.** Параметры трехзонной модели  $\text{Ba}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_2\text{As}_2$ . СП щели  $\Delta$  в  $\text{см}^{-1}$ ,  $\gamma$  в  $\text{мДж}/(\text{моль } \text{K}^2)$

$x$	$T_c$ , К	$\gamma_n$	$\Delta_{1h}$	$\gamma_{1h}$	$\Delta_{2h}$	$\gamma_{2h}$	$\Delta_e$	$\gamma_e$
0,050	19,5	14,7	14,0	3,50	32,0	10,2	–	–
0,055	21,5	16,9	15,06	4,75	37,93	11,07	$> 10$	$> 0,5$
0,0575	24,3	18,7	17,02	5,70	42,87	12,96	24,64	0,67
0,075	22,9	19,2	16,04	5,76	40,38	10,56	23,23	2,88
0,09	20,7	16,4	15,0	4,92	36,0	8,2	21,0	3,28

Работа выполнена при частичной поддержке РАН и РФФИ (гранты 15-02-05430 и 16-02-01122).

1. А.Е. Karakozov, S. Zapf, B. Gorshunov et al. *Phys. Rev. B* **90**, 014506 (2014)
2. F. Hardy, P. Burger, T. Wolf et al. *EPL* **91**, 47008 (2010)

## ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЗОТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ TiN/AlN

Батраков А.А., Зилова О.С., Качалин Г.В., Лубенченко А.В., Шуркаева И.В.,  
Сидоров С.В., Фонов В.П.

*ФГБОУ ВО «Национальный исследовательский университет «МЭИ»,  
г. Москва, Россия,  
[BatratkovAA@mpei.ru](mailto:BatratkovAA@mpei.ru)*

Structure, morphology, adhesion force was investigated for TiN / AlN coatings with different concentration of nitrogen. Also was determined the influence of nitrogen on the mechanical characteristics.

Композиты на основе TiN/AlN являются одним из перспективных видов материалов для формирования защитных износостойких покрытий. Их структура и свойства существенно зависят от процентного содержания азота [1–2]. В данной работе проводилось исследование влияния содержания азота на механические свойства нанокompозитных покрытий TiN/AlN. Для проведения исследований была изготовлена партия образцов покрытий TiN/AlN с различным содержанием азота (от 0 до 38 ат.%). Формирование покрытий производилось по принципу 2D-нанокompозитов методом ионно-плазменного осаждения в вакууме на установке «Гефест+» [3]. Содержание азота в наносимых покрытиях варьировалось за счет изменения расхода реакционного газа.

Морфология поверхности, толщина и структура сформированных покрытий исследовались на сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRA 3 LMU. Элементный состав покрытий был определен с использованием системы рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Inca Energy 350 с детектором X-MAX 50 и модуля электронно-ионной спектроскопии на базе платформы Нанофаб 25 (НТ-МДТ). Механические характеристики покрытий были измерены методом инструментального индентирования с использованием нанотвердомера NHT2-TTX (CSM Instruments). Оценивалась твердость, модуль упругости и доля работы упругой деформации при индентировании, индекс пластичности (H/E), сопротивление пластической деформации ( $H^3/E^2$ ), показатель упругого восстановления ( $H^2/E$ ), исследовались ползучесть и релаксация. Установлено, что увеличение содержания азота в покрытии до 38 ат.% приводит к увеличению твердости до 29 ГПа. Упругая составляющая работы деформации при увеличении содержания азота увеличивается от 46 до 73%.

1. Denisov V.N., Mavrin B.N., Vinogradov E.A., Polyakov S.N., Kirichenko A.N., Gogolinsky K.V., Useinov A.S., Blank V.D., Godinho V., Philippon D., Fernandez A. Structure of TiAlN Reactive Sputtered Coatings // Journal of Nano- and Electronic Physics – 2012. - V. 4 - N 1 - 01021(4pp).
2. Rizzo A., Mirengia L., Massaro M., Galietti U., Capodiecia L., Terzia R., Tapfera L., Valerin D. Improved properties of TiAlN coatings through the multilayer structure // Surface & Coatings Technology - 2013. – V. 235. – P. 475–483.
3. Качалин Г. В., Рыженков А. В., Медведев К. С., Бычков А. И., Парфененок М. А. Современные технологические решения для формирования ионно-плазменных покрытий на элементах оборудования топливно-энергетического комплекса // Надежность и безопасность энергетики. 2014. №2(25). С.8-12.

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМ КОРРОЗИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ 45

Пигалева И.Н. \*, Мерсон Е.Д. \*, Ганеев А.В. \*\*, Улюкин А.В. \*, Клевцов Г.В. \*

\* Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,  
[irina1.985@mail.ru](mailto:irina1.985@mail.ru)

\*\* НИИ физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа, Россия

Среднеуглеродистую конструкционную сталь 45 (0,45 % С) исследовали в ультрамелкозернистом состоянии, полученном после равноканального углового прессования (РКУП), в сравнении с крупнозернистым состоянием (закалка + высокий отпуск при 550 °С). Механические свойства стали после различной обработки представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства стали 45

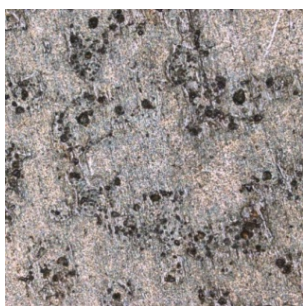
Состояние	НВ	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_t$ , МПа	$\delta$ , %
Закалка + высокий отпуск	302	985	839	8
После РКУП	346	1171	1064	5

Определение скорости коррозии образцов проводили в сероводородсодержащей среде согласно ГОСТ 9.908-85. В качестве коррозионной среды применяли водный раствор НАСЕ. Исследование поверхности образцов после коррозионного воздействия проводили визуально и с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа Lext OLS4000.

Из таблицы 2 видно, что РКУП незначительно (в 1,03 раза) увеличивает скорость коррозии стали 45 по сравнению с закалкой + высокий отпуск.

Таблица 2. Средняя скорость коррозии стали 45 после различной обработки

Состояние сплава	$V_k$ , г/м <sup>2</sup> ·ч	$V_{k1}$ , мм/год
Закалка + высокий отпуск	0,765	0,858
После РКУП	0,785	0,881



а



б

На поверхности образцов из стали 45 как после закалки + высокого отпуска, так и после РКУП и последующих коррозионных испытаний (рис. 1 а, б), помимо следов общей коррозии видны язвы. Причем, после РКУП количество язв на поверхности значительно (более чем в 18 раз) выше, чем после закалки + высокого отпуска.

Рис. 1. Микрорельеф поверхности после коррозионного воздействия образцов из стали 45 после закалки + высокий отпуск (а) и после РКУП (б)

## Выводы

1. РКУП незначительно (в 1,03 раза) увеличивает скорость коррозии стали 45 в сероводородсодержащей среде по сравнению с закалкой + высокий отпуск.

2. На поверхности образцов из стали 45 как после закалки + высокого отпуска, так и после РКУП и последующих коррозионных испытаний, помимо следов общей коррозии, видны язвы. Причем, после РКУП количество язв на поверхности значительно (более чем в 18 раз) выше.

# ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ДЛЯ СОЗДАНИЯ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ НАСОСОВ И ХОЛОДИЛЬНИКОВ

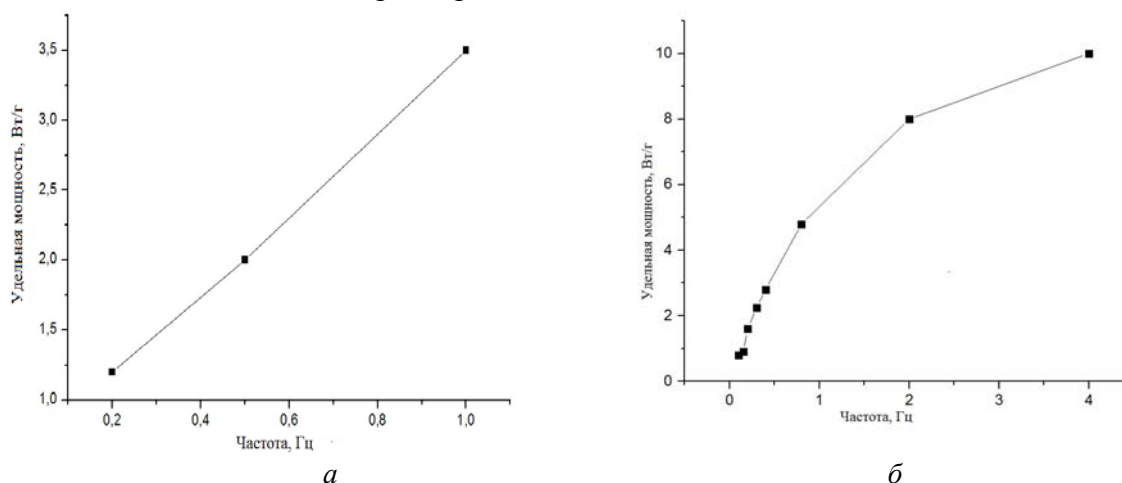
Морозов Е.В.<sup>1</sup>, Федотов С.Ю.<sup>1</sup>, Семенов Д.С.<sup>1</sup>, Коледов В.В.<sup>1</sup>, Шавров В.Г.<sup>1</sup>,  
Шеляков А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

<sup>2</sup>НИТУ МИФИ, Москва, Россия

[evgvmorozov@gmail.com](mailto:evgvmorozov@gmail.com)

Многим твердым телам присуще явление энтропийной упругости, то есть связи энтропии и механической деформации. В частности, это явление характерно для ряда полимеров, например, резины и сплавов с термоупругим мартенситным переходом. Оно приводит к т.н. эластокалорическому эффекту (ЭКЭ), то есть, в них при механической деформации происходит резкое изменение температуры и энтропии [1]. Цель настоящей работы - обсуждение принципиальной возможности применения ЭКЭ для создания новых технологий твердотельных холодильников и тепловых насосов, конкурентоспособных традиционным, основанным на фазовом переходе газ-жидкость во фреонах. Предложена концепция нового эластокалорического теплового насоса (ЭКТН). Определены характерные параметры ЭКТН, обеспечивающие его качества, и необходимые функциональные свойства материалов с ЭКЭ. Конструкция ЭКТН моделируется на основе сравнения экспериментальных данных о функциональных свойствах двух видах рабочего тела с ЭКЭ: латексной резины [2] и сплава  $Ti_2NiCu$  [3]. Делаются оценки принципиально достижимой удельной охлаждающей мощности и достижимой разности температур в зависимости от приложенного механического напряжения и частоты циклов (см. рис. 1). На основе этих данных оцениваются достижимые характерные параметры ЭКТН: разность температур, количество каскадов, охлаждающая мощность, коэффициент эффективности процесса (КЭП). Делается вывод о решающем значении кинетики ЭКЭ и фазовых мартенситных переходов для достижения высоких параметров ЭКТН.



**Рис.1.** Зависимость удельной мощности охлаждения от частоты внешней периодической силы. а) в ленте сплава  $Ti_2NiCu$  [2], б) в латексной резине [3]

Работа поддержана РФФИ, грант № 15-07-08806.

1. S.A. Nikitin et al., Physics Letters A **171**, 234- 236 (1992).
2. Морозов Е.В., Кучин Д.С., Коледов В.В. и др. ЖТФ, **11**, 75 (2016) в печати.
3. C. Bechtold, C. Chluba, R. Lima et al. Applied Physics Letters **101**, 091903 (2012).

## МАГНИТОСТРУКТУРНЫЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Дильмиева Э.Т.<sup>1,2,3</sup>, Коледов В.В.<sup>2</sup>, Каманцев А.П.<sup>2</sup>, Маширов А.В.<sup>2</sup>, Шавров В.Г.<sup>2</sup>,  
Кошкидько Ю.С.<sup>3</sup>, Цвик Я.<sup>3</sup> Ховайло В.В.<sup>4</sup>, Лянге М.<sup>4</sup>, Мадиллигама А.С.<sup>5</sup>,  
Ари-Гур П.<sup>5</sup>, Гонзалес-Легаррета Л.<sup>6</sup>, Эрнандо Гранде Б.<sup>6</sup>

<sup>1</sup>МГТУ им. Н. Э. Баумана, г. Москва, Россия.

<sup>2</sup>ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, г. Москва, Россия.

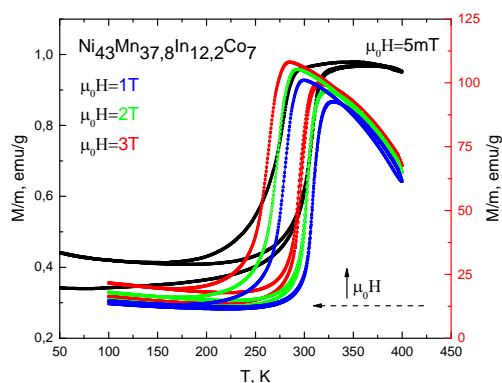
<sup>3</sup>Международная лаборатория сильных магнитных полей и низких температур,  
г. Вроцлав, Польша.

<sup>4</sup>НИТУ «МИСиС» г. Москва, Россия.

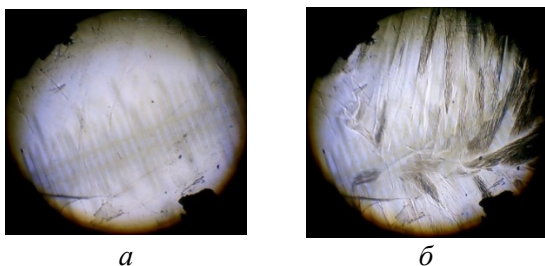
<sup>4</sup>Западный Университет Мичигана, г. Каламазу, США.

<sup>6</sup>Университет Овьедо, г. Овьедо, Испания

В последние годы сплавы семейства Гейслера привлекают растущее внимание, благодаря ярким физическим эффектам, таким как магнитоуправляемый эффект памяти



**Рис. 1.** Магнитоиндуцированный ТУМП в сплаве Гейслера  $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{37,8}\text{In}_{12,2}\text{Co}_7$



**Рис. 2.** Фотографии мартенситной структуры  $\text{Ni}_{2,16}\text{Mn}_{0,84}\text{Ga}$  сплава при температуре 310K и магнитном поле (а) – 0 Тл, (б) – 14 Тл (размер 2x2 мм<sup>2</sup>)

формы (ЭПФ), гигантский магнетокалорический эффект (МКЭ) и др. Эти эффекты связаны с термоупругим мартенситным переходом (ТУМП), протекание которого во многих сплавах Гейслера сопровождается резким изменением магнитных свойств [1,2]. Цель настоящей работы – дать обзор последних работ коллектива авторов по исследованию ТУМП в сплавах Гейслера и сопровождающих его ЭПФ и МКЭ в сильных магнитных полях. В качестве образцов выбраны сплавы Гейслера  $\text{Ni}_{(50-x)}\text{Co}_x\text{Mn}_{(50-y)}\text{In}_y$ , при  $x = 7; 12,45 > y > 12,1$ ,  $\text{Ni}_{2,16}\text{Mn}_{0,84}\text{Ga}$ ,  $\text{Ni}_{43}\text{Mn}_{46}\text{Sn}_{11}$ . В основе прямых методик изучения ТУМП, ЭПФ и МКЭ лежит применение Биттеровского магнита, обеспечивающего магнитные поля до 14 Тл. Созданы установки, которые позволяют в широком температурном диапазоне изучать МКЭ в адиабатическом и квазиизотермическом режимах, магнитоуправляемый ЭПФ и оптическими методами в *in situ* режиме наблюдать эволюцию мартенситной и аустенитной фаз на поверхности образца во внешнем поле (см. Рис. 1, 2). Результаты сопоставляются с результатами структурных и магнитных измерений, а также с результатами теоретических расчетов. Обсуждаются перспективы практических применений сплавов Гейслера.

Работа поддержана РНФ, грант № 14-22-00279. Методика оптического наблюдения в магнитных полях выполнена по гранту РФФИ 16-32-00905 мол\_а.

1. Курдюмов Г. В., Хандрос Л. Г. ЖТФ. – 1949. – Т. 19. – №. 7. – С. 761-768.
2. Cherechukin A. A. et al. Physics Letters A. – 2001. – Т. 291. – №. 2. – С. 175-183.

## РЕЛАКСАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛЕ С НЕРАВНОВЕСНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН, ВЫЗВАННАЯ ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

**Мурзаев Р.Т., Назаров А.А.**

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,  
[murzaevrt@gmail.com](mailto: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 дальнедействующие поля напряжений. В настоящей работе при помощи численного моделирования изучается эволюция неупорядоченных дислокационных систем в отдельно взятом зерне поликристалла под действием ультразвука с учетом неравновесного состояния границ зерен. Задача решается в рамках дискретно-дислокационного подхода.

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 дальнедействующих 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, что подтверждается экспериментальными оценками относительного среднеквадратичного изменения напряжений. 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.*

## ГАБИТУС МАЛЫХ ЧАСТИЦ СЕРЕБРА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ

**Дорогов М.В., Абдугаффарова К.К., Приезжева, А.Н.  
Чиркунова Н.В., Викарчук А.А.**

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[maxim@tltsu.ru](mailto:maxim@tltsu.ru)*

Свойства металлических частиц и кристаллов сильно зависят от структуры, морфологии и размера, поэтому важной задачей является выявление закономерностей получения частиц с заданной формой и структурой. Одним из широко распространенных методов получения частиц является электроосаждение. Процесс легко можно контролировать, из-

меня параметры электроосаждения (плотность тока, перенапряжение на катоде, время осаждения и др.), тем самым получать частицы необходимой формы [1-3].

В работе для электроосаждения использовался потенциостат/гальваностат Пи-50Pro, управляемый компьютером с программным обеспечением. Осаждение серебра проводилось из азотнокислого электролита в потенциостатическом режиме при значениях перенапряжения  $\eta = 100\text{--}130$  мВ. В качестве подложки использовалась механически полированная нержавеющая сталь 12Х18Н9Т с нанесенным методом ионно-плазменного напыления покрытием из нитрида титана.

Анализируя данные сканирующей электронной микроскопии электролитического осадка, было обнаружено, что при перенапряжении 100–110 мВ формируются образования в виде пентагональных «звезд», декаэдров и икосаэдров. Такие пентагональные малые частицы неоднородно деформированы из-за присутствия топологически необходимых дисклинационных дефектов. Эволюция габитуса, исследованная в работе, связана с релаксацией упругой энергии дефектов дисклинационного типа.

При перенапряжениях 120–130 мВ и выше пентагональные малые частицы практически не наблюдались и образовывались дефектные ГЦК кристаллы.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-00402 мол\_а.*

1. Викарчук А.А., Воленко А.П. Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела. 2005. Т. 47, вып. 2. С. 339 - 344.
2. Ясников И.С., Викарчук А.А., Денисова Д.А., Грызунова Н.Н., Цыбускина И.И. Получение наноструктурных объектов с пентагональной симметрией методом электроосаждения // Журнал технической физики. 2007. Т. 77. № 10. С. 81 - 84.
3. Ясников И.С., Денисова Д.А., Тюрков М.Н., Прохоров П.Э. Формоизменение однокомпонентных малых металлических частиц с габитусом близким к додекаэдрическому, обусловленное релаксацией полей упругих напряжений // Письма о материалах. 2011. Т. 1. № 3. С. 133 - 137.

## **РОСТ ЗЕРЕН ПРИ ОТЖИГЕ КРИОГЕННО ПРОКАТАННОЙ Cu–30Zn ЛАТУНИ**

**Мышляев М.М.<sup>1,2,3</sup>, Конькова Т.Н.<sup>1</sup>, Мионов С.Ю.<sup>4</sup>,  
Корзникова Г.Ф.<sup>1</sup>, Корзников А.В.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup>*Институт Металлургии и Металловедения им. Байкова, Москва, Россия*

<sup>3</sup>*Институт Физики Твёрдого Тела, Москва, Россия*

<sup>4</sup>*Университет Тохоку, Сендай, Япония*

[korznikova@anrb.ru](mailto:korznikova@anrb.ru)

В данной работе исследовалось статическое поведение роста зерен криогенно прокатанной Cu–30Zn латуни во время изотермического отжига при 900°C. 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. Действительно, было установлено, что криогенная прокатка, ведет к формированию субмикроструктурной структуры со средним размером зерен  $\sim 0,2$  мкм. Однако, к сожалению, данная микроструктура является очень неоднородной и характеризуется значительной объемной долей крупнозернистых остатков исходной структуры. Для получения макроскопически однородной структуры была проведена серия отжига при различных температурах. В данной работе рассматриваются результаты, полученные после отжига криогенно деформированного материала при  $900^\circ\text{C}$  ( $0,95 T_{\text{пл}}$ ) в течение 1–60 мин с последующей закалкой. Микроструктурные и текстурные исследования проводили с помощью EBSD анализа.

Микроструктурные исследования показали, что в результате нагрева до  $900^\circ\text{C}$  сформировалась полностью рекристаллизованная крупнозернистая структура. Нормированное распределение размера зерен стало несколько более узким, что, по-видимому, отражает постепенное устранение неоднородности микроструктуры, присущей исходному крио прокатанному состоянию. Тем не менее, распределение не изменялось коренным образом с увеличением времени отжига. Несмотря на сильную неоднородность в исходном состоянии, никаких признаков аномального роста зерен во время отжига обнаружено не было. Эволюция микроструктуры, таким образом, может быть интерпретирована в терминах рекристаллизации и отжига двойников с нормальным ростом зерен. Кинетика роста зерен оказалась медленнее, чем следовало из модели случайного ансамбля зерен с изотропными энергией и подвижностью границ. Это наблюдение было связано с выделением частиц на основе Pb и сегрегации Sn и P по границам зерен, а также возможным взаимодействием эволюции текстуры и роста зерен.

## **ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 110Г13Л ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СМЕСЬЮ ОКСИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И КРИОЛИТА**

**Зыкова А.П.<sup>1</sup>, Демент Т.В.<sup>2</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>, Никоненко Е.Л.<sup>2</sup>, Курзина И.А.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Томский политехнический университет, Томск, Россия,  
[Zhykova@mail.ru](mailto:Zhykova@mail.ru)*

<sup>3</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,  
[natalya-popova-44@mail.ru](mailto:natalya-popova-44@mail.ru)*

<sup>3</sup>*Томский государственный университет, Томск, Россия,  
[kurzina99@mail.ru](mailto:kurzina99@mail.ru)*

Изучение процессов объемной кристаллизации сплава с получением плотной и мелкозернистой структуры сплава в твердом состоянии является актуальной задачей современного материаловедения и литейного производства. Целью работы являлось исследование структурных характеристик стали 110Г13Л в сравнении с отливками, полученными при введении модифицирующей смеси на основе тугоплавких оксидов и криолита. Проведен комплекс исследований по изучению влияния модифицирующей смеси (МС), содержащей ультрадисперсные порошки  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{ZrO}_2$  и  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$  на тонкую структуру и фазовый состав стали 110Г13Л. Введение МС в расплав повлияло на размер зерен, количество и характер распределения неметаллических включений в образцах крестовины. Установлено, что матрица модифицированного образца представляет собой аустенит с растворенным в нем углеродом. Однако введение модифицирующей смеси способствует изменению процесса кристаллизации и температур фазового перехода. В матричных зернах наряду с аустенитом ( $\gamma$ -фазой) присутствует  $\varepsilon$ -мартенсит. Введение МС в расплав повлияло на размер зерен, количество и характер распределения неметаллических включений в образцах

крестовины. Установлено, что средний размер зерна составляет ~184,9 мкм, что существенно меньше по сравнению с исходным образцом. После введения МС микроструктура отливок значительно улучшилась за счет измельчения зеренной структуры и увеличения площади межзеренных границ. Введение модификатора также повлияло на тонкую структуру и на процессы двойникования. В исходном состоянии дефектная структура стали 110Г13Л была представлена дислокациями с относительно невысокой скалярной плотностью и механическими микродвойниками, присутствующими лишь в отдельных зернах. После введения модифицирующей смеси в расплав в каждом зерне присутствуют либо микродвойники одной или двух пересекающихся систем, либо выделения  $\varepsilon$ -мартенсита различного вида, либо одновременно микродвойники и пластины  $\varepsilon$ -мартенсита. Таким образом, использование модифицирующих смесей на основе ультрадисперсных оксидов тугоплавких металлов и криолита способствует получению мелкокристаллической структуры и должно способствовать улучшению механических характеристик.

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ В СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ

Брюханов И.А.<sup>1</sup>, Ларин А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт Механики МГУ им. Ломоносова, Москва*

<sup>2</sup>*Химический факультет, МГУ им. Ломоносова, Москва*

[ibryukhanov@gmail.com](mailto:ibryukhanov@gmail.com)

В работе с помощью метода молекулярной динамики исследовалось влияние примесей меди в виде зон Гинье–Престона (ГП) на механизмы и скорость зарождения дислокаций в алюминии. Показано, что образованию дислокационной петли предшествует образование наноразмерного локального дефектного кластера, в котором атомы сдвинуты друг относительно друга на половину величины вектора Бюргерса частичной дислокации. Найденные зависимости скоростей зарождения дислокаций от сдвиговых напряжений представлены в аррениусовском виде. Показано, что наличие зон ГП снижает как характерное напряжения зарождения дислокации, так и активационные параметры в полученных зависимостях.

Рассчитаны зависимости скорости краевого и винтового сегмента дислокационной петли от приложенного сдвигового напряжения в чистом алюминии. Показано, что скорость винтового сегмента ограничена поперечной скоростью звука материала. Скорость краевого сегмента может превышать поперечную скорость звука.

Показано, что в зависимости от приложенного сдвигового напряжения характер распространения петли частичной дислокации может меняться. Так, по мере роста напряжения, петля может либо схлопываться, либо трансформироваться в полную дислокацию, либо внутри петли зарождается двойник, который развивается внутри нее. Обнаружено, что начальная скорость двойника превышает скорость краевого сегмента самой петли.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-31-00478 мол\_а.*

## ДИАГРАММЫ СЖАТИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni–Fe–Ga–Co ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Аверкин А.И.<sup>1</sup>, Зограф Г.П.<sup>1,2</sup>, Левандовский Б.И.<sup>2</sup>,  
Малыгин Г.А.<sup>1</sup>, Николаев В.И.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>ФТИ им. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

[dirk41@mail.ru](mailto:dirk41@mail.ru)

Монокристаллы сплава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> с эффектом памяти формы после деформации вдоль [110]<sub>A</sub> демонстрирует взрывоподобное восстановление деформации памяти формы при обратном мартенситном превращении. Ранее была установлена зависимость максимальной скорости восстановления деформации (ПФ) памяти формы от предварительной деформации ПФ, определена область диаграммы связанная с высокоскоростным восстановлением формы. В настоящей работе исследована зависимость скорости восстановления деформации ПФ от температуры предварительного деформирования. Использовались образцы Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub> с температурами прямого и обратного мартенситного превращения:  $M_s = 265$  К,  $M_f = 255$  К,  $A_s = 270$  К,  $A_f = 280$  К. Полная деформация памяти формы (ПФ) задавалась образцам при температурах 220К, 259К, 293К, 304К и 319К ±2К. При каждой из указанных температур величина остаточной деформации составляла 5.75±0.25%. Скорость и деформация восстановления формы при нагреве фиксировались при помощи лазерного интерферометрического как функция температуры. Скорость нагрева составляла 2 К/мин, разрешающая способность интерферометра 0.3 мкм.

Восстановление деформации ПФ всех испытанных образцов носило высокоскоростной характер. Максимальная скорость восстановления деформации ПФ и соответствующая ей температура  $A_s$  возрастали с увеличением температуры деформирования, что коррелирует с ростом при повышении температуры работы затрачиваемой на придание полной деформации ПФ.

*Работа поддержана Российским научным фондом (Грант РНФ № 16-19-00129).*

## ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА РАСТВОРОВ ПРОСТЫХ МЕТАЛЛОВ. ОСТАТОЧНОЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ

Крисько О.В., Силонов В.М.\*

*Московский университет им. С.Ю. Витте, Москва, Россия.*

[krisko1952@mail.ru](mailto:krisko1952@mail.ru)

*\*Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия*

[silonov\\_v@mail.ru](mailto:silonov_v@mail.ru)

Принято считать, что остаточное электросопротивление металлов (ОЭМ) и твердых растворов определяется комбинацией валентного и размерного факторов и растет при увеличении различия в валентностях компонент. Дальний порядок должен заметно (на 20–30%) уменьшать электросопротивление, а ближний порядок в отсутствие аномалий должен также уменьшать электросопротивление, но на заметно меньшую величину (до 10%).

Теоретические расчеты ОЭМ на базе различных потенциалов не приводит к разумному согласию с экспериментом. Теоретический анализ возможного влияния различных факторов на электросопротивление проводился в основном для выяснения природы аномалий электросопротивлений, таких как его рост при отжиге деформированных твердых растворов. С развитием электронной теории металлов основанной на эффективных потенциалах рассеяния фермиевских электронов возник интерес к моделированию электросопротивления растворов за счет, как размерного эффекта, так и ближнего порядка в расположении примесных атомов. Целью данной работы являлось установления некорректности некоторых из общепринятых положений на базе моделирования ОЭМ с учетом размерного эффекта и ближнего порядка.

Расчеты проводились с помощью гладкого нелокального модельного потенциала (ГНМП) [1] с учетом размерного эффекта при различных значениях параметров ближнего порядка для кубических кристаллов. Теоретические расчеты остаточного электросопротивления для разбавленных растворов натрия и алюминия сравнивались с экспериментальными данными. Сравнение модельных расчетов и экспериментальных значений ОЭС ряда твердых растворов показало значительную корреляционную связь между теорией и экспериментом. Однако для некоторых систем различие теоретических и экспериментальных значений ОЭС оказалось значительным. Моделирование ОЭС с учетом размерного эффекта и различных значений ближнего порядка на 10 координационных сферах и без учета показало значительное влияние ближнего упорядочения на ОСЭ.

В работе обсуждается причина значительного влияния размерного эффекта и ближнего упорядочения на ОЭС. Сделан вывод о том, что размерный эффект и ближнее упорядочение может приводить как к увеличению так и к уменьшению ОЭС. Это влияние зависит от знаков параметров порядка и от значений разностного формфактора потенциала.

1. Крисько ОВ, Силонов ВМ, Скоробогатова ТВ, Бокарев ВП. Новый гладкий нелокальный модельный потенциал простых металлов. Вестник МГУ. Сер. Физика. Астрономия. 2006. №1.С.76.

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ЩЕЛОЧНЫХ И ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ**

**Крисько О.В., Скоробогатова Т.В.\***

*Московский университет им. С.Ю. Витте, Москва, Россия*

[krisko1952@mail.ru](mailto:krisko1952@mail.ru)

*\*Московский государственный технический университет гражданской авиации,*

*Москва, Россия.*

[tankris@mail.ru](mailto:tankris@mail.ru)

Применение квантовой статистики для электронов проводимости в металле позволяет развивать количественную теорию удельного электросопротивления (УЭС) металлов. Прогресс в развитии теории транспортных свойств металлов связан с развитием псевдопотенциальной теории. Существенно, что при исследовании электросопротивления не нужно знать закон дисперсии  $E(k)$  во всей зоне Бриллюэна, поскольку важны лишь электроны возбуждаемые термически. К ним относятся электроны с энергией порядка  $k_b T$  вблизи уровня Ферми. Остальные электроны системы, вследствие принципа Паули, не участвуют в рассеянии. Использование псевдопотенциальной теории позволяет проводить расчеты электросопротивления и сплавов с учетом как статических, так и динамических искажений решетки. В работе исследуется возможность использования теории псевдопотенциалов, одноэлектронного приближения, сферической поверхности Ферми, линейной тео-

рии экранирования для моделирования температурной зависимости УЭС щелочных и щелочноземельных металлов.

В работе проведен расчет температурной части электросопротивления  $\rho_T$  щелочных и щелочноземельных металлов с помощью гладкого нелокального модельного потенциала (ГНМП) [1,2] в приближении второго порядка теории возмущения и линейной теории экранирования при идеальной кристаллической структуре металла в гармоническом приближении для колебаний металлов. Температурный фактор был рассчитан в приближении Борна-Бегби с усреднением по всем ориентациям вектора рассеяния.

Расчеты УЭС с помощью ГНМП сравнивались с экспериментом и с расчетами, основанными на квазилокальном потенциале Хейне-Абаренкова-Анималу (ХАА). На основании сравнения расчетов в различных приближениях был сделан вывод о важности учета нелокальности, гладкости псевдопотенциалов, а так же изменения фононного спектра металлов с ростом объема, приходящегося на атом для кубических кристаллов, при расчете температурной зависимости УЭС простых металлов.

1. Крисько ОВ, Силонов ВМ, Скоробогатова ТВ, Бокарев ВП. Новый гладкий нелокальный модельный потенциал простых металлов. Вестник МГУ. Сер. Физика. Астрономия. 2006. №1. С.76.
2. Крисько О.В., Скоробогатова Т.В. Расчет температурной части электросопротивления алюминия с помощью гладкого нелокального модельного потенциала (ГНМП) простых металлов. // Современные проблемы науки и образования. 2014. №6. С.1711.

## **ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМОВ ИОНОВ ИЗОЭЛЕКТРОННЫХ РЯДОВ И ПОСТРОЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОГО ПОТЕНЦИАЛА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ**

**Крисько О.В**

*Московский университет им. С.Ю. Витте, Москва, РФ,  
[krisko1952@mail.ru](mailto:krisko1952@mail.ru)*

В работе исследовались термы изоэлектронных рядов Li, Na, K, Rb, Cs, Cu, Ag, Au свободных ионов с полностью заполненной электронной оболочкой периодической таблицы Менделеева. Обнаружено, что в большинстве исследуемых ионов существует линейная связь между энергией терма ( $E_{nl}$ ) и квантовым дефектом ( $dn$ ), при постоянных значениях орбитального квантового числа и заряда иона. Были получены эмпирические формулы зависимости  $dn$  от главного квантового числа для каждого из рядов. Выявленная линейная зависимость позволила предложить новый метод вычисления кристаллических параметров гладкого нелокального модельного потенциала (ГНМП) простых металлов. В работе показано, что линейная зависимость параметров  $A_{nl}$  свободного иона от энергии ( $A_{nl}$  параметр гладкого нелокального модельного потенциала (ГНМП) [17]) является следствием линейной зависимости  $E_{nl}$  от  $dn$ .

Опираясь на линейную зависимость параметров модельного потенциала от энергии эффективных электронов с энергией Ферми, в работе были получены параметры потенциалов 11 простых металлов. Значения параметров ГНМП получали исходя из требования максимальной близости теоретических значений зависимостей энергий связи в кристаллическом состоянии от объема (во втором порядке относительно объема) к зависимостям, известным из эксперимента. Значения кристаллических параметров ГНМП одиннадцати простых металлов были получены с помощью линейной экстраполяции значений пара-

метров ГНМП свободных ионов к энергии Ферми электронов проводимости. При вычислении кристаллических параметров ГНМП использовались зависящие от энергии параметры ГНМП свободных ионов [1,2]. Вычислены некоторые физические свойства одиннадцати простых металлов - энергия связи, равновесный объем, объемные модули упругости. Сравнение с расчетами в других моделях и данными эксперимента показало удовлетворительное согласие экспериментальных и теоретических данных. Предлагаемый ГНМП простых металлов может использоваться при моделировании физических свойств металлов и твердых растворов в зависимости от изменения атомного объема в кристалле.

1. Крисько ОВ, Силонов ВМ, Скоробогатова ТВ, Бокарев ВП. Новый гладкий нелокальный модельный потенциал простых металлов. Вестник МГУ. Сер. Физика. Астрономия. 2006. №1. С.76.
2. Крисько ОВ, Силонов ВМ, Скоробогатова ТВ. Модельные псевдопотенциалы изолированных ионов. Динамика сложных систем. 2010. № 3. С.3.

## О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА ДВУХ СМЕЖНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ

Дежин В.В.

*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия*  
[viktor.dezhin@mail.ru](mailto:viktor.dezhin@mail.ru)

Ранее были рассмотрены два смежных отрезка бесконечной прямолинейной дислокации, совершающие малые колебания под действием внешней силы. Линия дислокации располагалась вдоль оси  $Oz$ , смещение точек дислокационной линии  $\xi(z, t) = 0$  при  $z \in (-\infty, -L_1] \cup \{0\} \cup [L_2, \infty)$ , где  $t$  - время,  $L_1$  и  $L_2$  - длины дислокационных сегментов. Получены выражения для  $B_{mn}^{(s,t)}$  - матричных элементов дислокационных осцилляторов в случае  $L_1 = L_2 = L$ . В настоящем докладе установлено, что блочная матрица

$\alpha(\omega) = \begin{pmatrix} B^{(1,1)}(\omega) & B^{(1,2)}(\omega) \\ B^{(2,1)}(\omega) & B^{(2,2)}(\omega) \end{pmatrix}^{-1}$  является функцией линейного отклика двух смежных дис-

локационных сегментов, следовательно, уравнение, определяющее собственные частоты колебаний этих сегментов, имеет вид

$$\det \begin{pmatrix} B^{(1,1)}(\omega) & B^{(1,2)}(\omega) \\ B^{(2,1)}(\omega) & B^{(2,2)}(\omega) \end{pmatrix} = 0 \quad \text{или} \quad \left| B^{(2,2)} - B^{(2,1)}(B^{(1,1)})^{-1}B^{(1,2)} \right| = 0, \quad |B^{(1,1)}| \neq 0.$$

Здесь

$$B_{mn}^{(s,s)} = \frac{4\pi^2 mn}{L_s^3} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dq}{2\pi} G_0(q, \omega) \frac{1 - (-1)^n \cos qL_s}{[(\pi m/L_s)^2 - q^2][(\pi n/L_s)^2 - q^2]}$$

и  $B_{mn}^{(s,t)}(\omega) =$

$$= -\frac{2\pi^2 mn}{L_1^t L_2^s} \int_{-\infty}^{\infty} \frac{dq}{2\pi} G_0(q, \omega) \frac{1 - (-1)^m \cos qL_s - (-1)^n \cos qL_t + (-1)^{m+n} \cos q(L_t + L_s)}{[(\pi m/L_s)^2 - q^2][(\pi n/L_t)^2 - q^2]}$$

- матричные элементы ( $s \neq t$ ),  $B_{mn}^{(s,s)} = 0$ , если число  $m+n$  нечетное,  $G_0(z-z', \omega)$  - ядро интегрального уравнения Фредгольма первого рода.

Пользуясь известной формулой Фробениуса для обращения блочной матрицы, функцию линейного отклика двух смежных дислокационных сегментов можно также представить в следующем виде:

$$\alpha(\omega) = \begin{pmatrix} \left( B^{(1,1)} \right)^{-1} + \left( B^{(1,1)} \right)^{-1} B^{(1,2)} H^{-1} B^{(2,1)} \left( B^{(1,1)} \right)^{-1} & - \left( B^{(1,1)} \right)^{-1} B^{(1,2)} H^{-1} \\ - H^{-1} B^{(2,1)} \left( B^{(1,1)} \right)^{-1} & H^{-1} \end{pmatrix},$$

где обозначено  $H = B^{(2,2)} - B^{(2,1)} \left( B^{(1,1)} \right)^{-1} B^{(1,2)}$ , определитель  $|H|$  не равен тождественно нулю.

## О ЗАТУХАНИИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ДИССИПАТИВНОМ КРИСТАЛЛЕ ПРИ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ДЛИНЕ ВОЛНЫ

Дежин В.В.

*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия*  
[viktor.dezhin@mail.ru](mailto:viktor.dezhin@mail.ru)

В докладе проведено дальнейшее исследование затухания изгибных колебаний винтовой дислокации, лежащей вдоль оси  $Oz$ . Ограничивались случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия. Исходили из выражения для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости дислокации в низкочастотном пределе (известно, что мнимая часть обобщенной восприимчивости пропорциональна средней величине энергии, диссипируемой в единицу времени в системе):

$$\text{Im } g^{-1}(k_z, \omega) = -\omega B_s - \frac{\rho b_s^2}{2\pi} \omega \int_{|k_z l|}^{k_m l} dx \left[ (3 - 8\xi) \frac{(k_z l)^2}{x^3} \gamma_t + 4\xi^2 \frac{(k_z l)^2}{x^3} \gamma_l - \right. \\ \left. - 4(1 - 2\xi) \frac{(k_z l)^4}{x^5} \gamma_t - 4\xi^2 \frac{(k_z l)^4}{x^5} \gamma_l \right].$$

Здесь  $k_z$  – компонента волнового вектора вдоль линии дислокации,  $\omega$  – частота,  $B_s$  – коэффициент торможения прямолинейной винтовой дислокации, движущейся с постоянной скоростью,  $\rho$  – плотность материала,  $b_s$  – вектор Бюргера винтовой дислокации,  $k_m$  – максимальное волновое число,  $x = kl$  – безразмерная переменная,  $l$  – длина свободного пробега электрона,  $\xi = c_t^2 / c_l^2$ ,  $c_t$  и  $c_l$  – скорости поперечных и продольных звуковых волн в бездиссипативном кристалле,  $\gamma_t(x)$  и  $\gamma_l(x)$  – коэффициенты затухания поперечных и продольных звуковых волн в диссипативном кристалле. В качестве конкретного механизма затухания колебаний рассматривалось электронное торможение, для которого использовались следующие приближенные выражения

$$\gamma_t(x) \approx \frac{4}{3\pi} \gamma^0 \frac{x^2}{x + 20/3\pi} \quad \text{и} \quad \gamma_l(x) \approx \frac{\pi}{6} \gamma^0 \frac{x^2}{x + 5\pi/8},$$

где  $\gamma^0$  – константа, зависящая от материала. В итоге получено

$$\text{Im } g^{-1}(k_z, \omega) = -\omega B_s - \frac{\rho b_s^2}{2\pi} \gamma^0 \omega \left\{ \frac{1}{5} (3 - 8\xi) (k_z l)^2 \ln \frac{|k_z l| + 20/3\pi}{|k_z l|} + \right. \\ \left. + \frac{16}{15} \xi^2 (k_z l)^2 \ln \frac{|k_z l| + 5\pi/8}{|k_z l|} - \right.$$

$$-\frac{16}{3\pi}(1-2\xi)(k_z l)^4 \left[ \left( \frac{3\pi}{20} \right)^3 \ln \frac{|k_z l| + 20/3\pi}{|k_z l|} - \left( \frac{3\pi}{20} \right)^2 \frac{1}{|k_z l|} + \frac{3\pi}{40} \frac{1}{(k_z l)^2} \right] -$$

$$-\frac{2\pi}{3} \xi^2 (k_z l)^4 \left[ \left( \frac{8}{5\pi} \right)^3 \ln \frac{|k_z l| + 5\pi/8}{|k_z l|} - \left( \frac{8}{5\pi} \right)^2 \frac{1}{|k_z l|} + \frac{4}{5\pi} \frac{1}{(k_z l)^2} \right] \Bigg\}.$$

## РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МИКРО- И НАНОЧАСТИЦ КОРУНДА

Тарасова Е.Ю., Кузнецов С.И., Нефёдов С.А.\*

*Самарский филиал ФИАН, Самара, Россия,*  
[kat@fian.smr.ru](mailto:kat@fian.smr.ru)

\* Самарский национальный исследовательский университет имени академика  
С.П. Королева, Самара, Россия

Изучение дефектной структуры порошковых материалов методами просвечивающей электронной микроскопии встречается с определенными трудностями. Разрешить эти трудности отчасти позволяет рентгеноструктурный анализ.

В настоящей работе методом анализа формы профиля рентгеновских линий исследована тонкая кристаллическая структура корунда, полученного из гидроксидов алюминия с микронным и нанометровым размером частиц в различных условиях термической обработки: при равновесном нагреве в печи и неравновесном нагреве излучением CO<sub>2</sub> - лазера.

На дифрактограммах дислокации в кристалле проявляются через анизотропное уширение дифракционных пиков, качественный и количественный анализ которого требует расчета множителей дислокационного контраста для всех типов дислокаций и всех систем скольжения. В данной работе расчет множителей контраста для корунда проводился согласно общему подходу расчета дислокационного контраста, предложенному в работе [1] с использованием формализма Стро для описания полей упругих напряжений в анизотропных кристаллах [2] и имеющихся в литературе сведений о возможных дислокационных структурах в корунде [3,4,5].

Обсуждаются особенности структуры корундов, полученных из различного сырья и в различных условиях.

1. Martinez-Garcia J., Leoni M., Scardi P. A general approach for determining the diffraction contrast factor of straight-line dislocations // *Acta Crystallographica*, A65, 2009.- P. 109–119.
2. Ting T.C.T. *Anisotropic Elasticity: Theory and Applications* // Oxford University Press, 1996.
3. Lagerlöf K.P.D., Heuer A.H., Castaing J., Riviere J.P., Mitchell T.E. Slip and Twinning in Sapphire ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) // *Journal of the American Ceramic Society*, 77(2), 1994, P. 385 – 397
4. Tochigi E., Shibata N., Nakamura A., Mizoguchi T., Yamamoto T., Ikuhara Y. Structures of dissociated  $\langle 1-100 \rangle$  dislocations and  $\{1-100\}$  stacking faults of alumina ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) // *Acta Materialia*, 58, 2010.- P. 208 – 215
5. Tochigi E., Shibata N., Nakamura A., Yamamoto T., Ikuhara Y. Partial dislocation configurations in a low-angle boundary in  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> // *Acta Materialia*, 56, 2008.- P. 2015–2021



## ГЦК-ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ В СИСТЕМЕ Al – Zn: ЭЛЕКТРОННАЯ ПРИЧИНА РАССЛОЕНИЯ

**Афоникова Н.С., Дегтярева В.Ф.**

*ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия*  
[natasha@issp.ac.ru](mailto:natasha@issp.ac.ru)

Фазовая диаграмма системы Al–Zn содержит при высокой температуре протяженную область твердого раствора на базе ГЦК структуры Al до ~ 70 ат.% Zn. При  $T < 350^{\circ}\text{C}$  происходит распад твердого раствора на две ГЦК фазы с содержанием 16.5 ат.% Zn и 59 ат.% Zn. Необычное расслоение ГЦК твердого раствора Al(Zn) можно обосновать при рассмотрении особой устойчивости ГЦК структуры для определенной электронной концентрации. Другие факторы образования фаз в этой системе (атомные радиусы, электроотрицательность) довольно близки для элементов Al и Zn.

Анализ устойчивости ГЦК структуры проведен в модели взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна с применением программы BRIZ [1,2]. Две ГЦК фазы, получающиеся при распаде, отвечают электронной концентрации  $z = 2.83$  и  $z = 2.41$  электронов на атом для сплавов с 83% Al и 41% Al, соответственно. Для  $z = 2.83$  сфера Ферми вмещает полностью зону Бриллюэна ГЦК структуры и близка к углам W этой зоны (пересечение плоскостей типа 111 и 200). В случае  $z = 2.41$  сфера Ферми касается ребер (пересечение плоскостей типа 111) в точке K зоны Бриллюэна. Эти особые случаи конфигурации сферы Ферми и зоны Бриллюэна соответствуют более значительному выигрышу вклада электронной энергии и особой устойчивости ГЦК твердого раствора при этой электронной концентрации.

Применение модели взаимодействия сферы Ферми – зоны Бриллюэна дает понимание устойчивости сложных фаз на базе основных металлических структур ГЦК, ГПУ и ОЦК с образованием сверхячеек, искажений и вакансий [3,4].

1. В.Ф. Дегтярева, Простые металлы при высоком давлении. Модель взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна, УФН 174 (2006) 383-402.
2. V.F. Degtyareva, I.S. Smirnova, BRIZ – a visualisation program for Brillouin zone – Fermi sphere configuration, Z. Kristallogr. 222 (2007) 718–721.
3. V.F. Degtyareva, N.S. Afonikova, Simple metal binary phases based on the body centered cubic structure: Electronic origin of distortions and superlattices, J.Phys.Chem. Solids 74 (2013) 18-24.
4. V. F. Degtyareva, N.S. Afonikova, Simple metal and binary alloy phases based on the hcp structure: Electronic origin of distortions and superlattices, Solid State Sci. 37 (2014) 47-54.

## ИЗУЧЕНИЕ СУПЕРИОННОГО ПЕРЕХОДА ВО ФЛЮОРИТАХ $\text{UO}_2$ , $\text{UN}_2$ И $\text{TiN}_2$ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

**Корнева М.А., Стариков С.В.**

*Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия*  
[marijakorneva@yandex.ru](mailto:marijakorneva@yandex.ru)

Суперионный переход в бинарных упорядоченных системах – фазовое превращение, при котором одна из подрешеток теряет свою упорядоченность, в то время как другая сохраняет свою кристаллическую структуру. Впервые в диоксиде урана данный переход обнаружен в 1967г.[1] по аномальному поведению теплоемкости при температуре  $0.85T_m$  ( $T_m$  – температура плавления). С 60х годов прошлого века был проведен ряд экспериментальных и вычислительных работ, которые подтвердили наличие суперионного перехода в

этом соединении [2-4]. Скачок теплоемкости и электрической проводимости является характерной чертой данного перехода, как показывают экспериментальные данные.

В данной работе представлены результаты атомистического моделирования супер-ионного перехода и плавления в стехиометрических  $UN_2$ ,  $UO_2$  [5] и  $TiH_2$ . Для последних двух соединений были получены температурные зависимости концентраций дефектов в кислородной и водородной подрешетках соответственно, а также скачки теплоемкостей и коэффициента теплового расширения при супер-ионном переходе. Получены  $PT$ -диаграммы для всех трех соединений. Показано, что при супер-ионном переходе изменение свойств системы происходит во всем объеме, без зародышеобразования.

В работе рассмотрены необходимые условия существования супер-ионного перехода. Показано, что генерация дефектов в кислородной (водородной) подрешетке хорошо описывается аррениусовской зависимостью вплоть до супер-ионного перехода. Сделано заключение, что одной из основных причин такого перехода, является существенная разница в энергиях формирования дефектов в катионной и анионной подрешетках. Для диоксида урана отношение данных энергий составляет примерно 4:1, для дигидрида титана – 7:1.

В работе было выполнено моделирование стехиометрического динитрида урана  $UN_2$ . С помощью метода молекулярной динамики проведены расчеты нагрева системы в широком диапазоне давлений. Получено, что при медленном нагреве  $UN_2$  супер-ионный переход не наблюдается, а сразу начинается полное плавление системы. Это связано с малой разницей между энергиями образования пар Френкеля для обеих подрешеток. Тем не менее, при перегреве  $UN_2$  удалось наблюдать процесс, схожий с супер-ионным переходом.

1. A.S. Dworkin, M.A. Bredig. J. Phys. Chem. 63, 413 (1967).
2. И.Л. Иосилевский, В.К. Грязнов, А.М. Семенов, Е.С. Якуб, В.Е. Фортов, С. Ronchi, G.J. Nyland. Известия Российской академии наук. Энергетика. 5, 115 (2011).
3. J. Hiernaut, G. Nyland, C. Ronchi, Int. J. Thermophys., 14 (2) (1993) 259-83.
4. S. Potashnikov, A. Boyarchenkov, K. Nekrasov, A. Kupryazhkin. J. Nucl. Mater 419 (2012).
5. Корнева М.А., Стариков С.В. ФТТ, 58, 177-182(2016).

## МОДЕЛЬ ГЕНЕРАЦИИ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ ТРЕЩИНЫ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*  
[snevskiy@bk.ru](mailto:snevskiy@bk.ru)

Разработана модель акустической эмиссии в титане при распространении трещины в экспериментах по многоцикловому нагружению. В основу модели положены уравнения движения при деформации материала, обобщенный закон Гука начальные и граничные условия. Берега трещины считали свободными от напряжений. Граничная задача имеет вид:

$$\rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial x} + \frac{\partial \tau}{\partial z}, \quad \rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = \frac{\partial \sigma}{\partial z} + \frac{\partial \tau}{\partial x}$$

$$\sigma_x = (\lambda + 2\mu) \frac{\partial u}{\partial x} + \lambda \frac{\partial w}{\partial z}, \quad \sigma_y = (\lambda + 2\mu) \frac{\partial w}{\partial z} + \lambda \frac{\partial u}{\partial x}, \quad \tau_{yx} = \mu \left( \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z} \right)$$

$$x \rightarrow \infty, 0 \leq z \leq H, \sigma_x = 0, z = 0, H, 0 \leq x \leq \infty, \sigma_z = \tau = 0,$$

$$x = 0, 0 \leq z \leq z_0(t), \sigma_z = -\sigma_0, \tau = 0, x = 0, z_0(t) \leq z \leq H, u = 0, \tau = 0,$$

Начальные условия считаем нулевыми:

$$\sigma_x(0, x, z) = \sigma_z(0, x, z) = \tau(0, x, z) = u(0, x, z) = w(0, x, z) = 0,$$

$$\frac{\partial \sigma_x(0, x, z)}{\partial t} = \frac{\partial \sigma_z(0, x, z)}{\partial t} = \frac{\partial \tau(0, x, z)}{\partial t} = \frac{\partial u(0, x, z)}{\partial t} = \frac{\partial w(0, x, z)}{\partial t} = 0$$

Для решения задачи использовались косинус и синус-преобразования Фурье по координатам и преобразования Лапласа по времени. В результате были получены распределения смещений, которые имеют следующий вид:

$$u(t, x, z) = \frac{1}{\pi^2 i} \int_0^{\infty} \int_{c-i\infty}^{c+i\infty} (-qA(P, q) \exp(-nz) - n_2 B(P, q) \exp(n_2 z) + \psi(P, q) \exp(-\frac{Pz}{v_0})) \exp(-Pt) \sin(qx) dP dq$$

$$w(t, x, z) = \frac{1}{\pi^2 i} \int_0^{\infty} \int_{c-i\infty}^{c+i\infty} (-n_1 A(P, q) \exp(-nz) - qB(P, q) \exp(-n_1 z) + \psi(P, q) \exp(-\frac{Pz}{v_0})) \exp(-Pt) \cos(qx) dP dq$$

Подстановка этих выражений в обобщенный закон Гука позволяет получить распределение нормальных и касательных напряжений и определить их вклад в перенос энергии акустической волной.

*Работа выполнена при финансовой поддержке госзадания Минобрнауки № 3.1496.2014/К и гранта РФФИ № 15-08-03411а*

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ Cr–Cu, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ

**Романов Д.А.<sup>1</sup>, Гончарова Е.Н.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия;*

<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия;*  
[romanov\\_da@physics.sibsiu.ru](mailto:romanov_da@physics.sibsiu.ru)

Композиционные сплавы на основе меди широко применяют в электротехнике в качестве контактного материала для низко- и высоковольтных выключателей, вставок плазмотронов. Цель работы – исследование структуры, элементного и фазового состава, механических и трибологических свойств покрытия на основе Cu–Cr, сформированного на медной подложке комбинированным методом.

Материалом исследования являлось покрытие на основе Cu–Cr, сформированное на медной подложке (медь марки М00) комбинированным методом, сочетающим ЭВН с использованием композиционного электрически взрываемого проводника для нанесения покрытий, который в данной работе представлял собой двуслойную медную фольгу с заключенной в ней навеской порошков, массой хрома – 0,277 г, меди – 0,277 г и электронно-пучковую обработку (ЭПО), осуществляемую на установке СОЛО (ИСЭ СО РАН) при следующих параметрах пучка электронов: 18 кэВ, 55 Дж/см<sup>2</sup>, 100 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 10 имп. Исследование элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры покрытия осуществляли методами сканирующей (прибор SEM 515 «Philips») и просвечивающей дифракционной (прибор ЭМ-125) электронной микроскопии; твердость и модуль Юнга определяли, используя нанотвердомер «Nano Hardness Tester».

Сформированный поверхностный слой имеет слоистую структуру, а слои различаются не только по строению, но и по элементному составу. Элементы напыляемого покрытия по толщине модифицированного слоя распределены неоднородно: основным легирующим элементом поверхностного слоя является медь; ниже лежащие слои обогащены

атомами хрома. Концентрация хрома в данных слоях уменьшается по мере удаления от поверхности. Фазовый состав и дефектную субструктуру покрытия анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Анализ подвергался слой покрытия, расположенный на глубине (10–15) мкм. Покрытие имеет фрагментированную субструктуру. Размеры фрагментов изменяются в пределах (250–400) нм. В объеме фрагментов выявляется дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций. Микродифракционный анализ позволяет заключить, что основой (матричной фазой) анализируемого слоя покрытия является твердый раствор на основе меди. Анализ электронограмм и рентгенограмм подтверждает, что в системе Cu–Cr наблюдается образование двух практически не растворимых друг в друге фаз – медь и хром.

Таким образом, выполненные исследования показывают, что предлагаемый комбинированный метод, сочетающий ЭВН и последующее ЭПО, позволяет формировать на меди высокотвердые покрытия на основе системы Cu–Cr, характеризующееся высокими значениями твердости.

*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. Исследование частично выполнено в центре «Материаловедение» СибГИУ. Выбор оптимальных режимов и облучение поверхности покрытий высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛО выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00091).*

## **СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

**Иванов Ю.Ф.<sup>1,2</sup>, Громов В.Е.<sup>3</sup>, Коновалов С.В.<sup>3</sup>, Косинов Д.А.<sup>3</sup>, Рубанникова Ю.А.<sup>3</sup>, Зенина Е.В.<sup>3</sup>, Гостевская А.Н.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)*

<sup>2</sup>*Научно-исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)*

<sup>3</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)*

В последние десятилетия при производстве массовых видов прокатной продукции широко используются технологии термомеханического упрочнения, заключающиеся в ускоренном охлаждении в потоке прокатных станов потоками воды.

Целью работы являлось изучение структуры и свойств низкоуглеродистой стали 09Г2С после термомеханического упрочнения.

Материалом исследования являлись образцы двутавра ДП 155 класса 345, произведенного по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана 450 ОАО “ЕВ-РАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат”. Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали проводили методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 8000–80000 крат.

Методом электроискровой эрозии из образца вырезали пластинку толщиной ~ 0,3 мм, прилегающую к поверхности двутавра. Далее пластинку механически утоняли до

толщин (100–150) мкм и односторонне полировали в электролите состава 450 мл  $H_3PO_4$ + 50 г хромового ангидрида при напряжении (20–27) В и плотности тока (2–3) А/см<sup>2</sup> до толщины  $\approx$ 200 нм, пригодной для просмотра в электронном микроскопе. Анализ прочностных свойств поверхностного слоя осуществляли, определяя нанотвердость материала и модуль Юнга.

Высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение заготовки приводят к формированию в поверхностном слое двуфазной балки закалочной структуры, а именно, наряду с зернами феррита выявляются зерна, в которых присутствуют кристаллы мартенсита пакетной морфологии. Зерна перлита в поверхностном слое стали двуфазной балки не выявляются. Мартенситной структуры нет.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования дефектной субструктуры стали 09Г2С в нетермоупрочненном и термоупрочненном состояниях. Показано, что ускоренное охлаждение стали приводит к формированию в поверхностном слое высокодефектной структуры, характеризующейся более высокими (по отношению к неупрочненному состоянию) значениями твердости и износостойкости. Значения модуля Юнга и коэффициента трения в термоупрочненном состоянии стали в 1,2–1,3 раза ниже, чем в неупрочненном.

*Работа выполнена при поддержке гранта "РФФИ Кузбасс" №16-48-420530*

## **БЛИЖНИЙ ПОРЯДОК В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ МЕТАЛЛОВ**

**Силонов В. М.**

*Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова,  
г. Москва, Россия,  
[silonov\\_v@mail.ru](mailto:silonov_v@mail.ru)*

Дан обзор основных результатов исследований ближнего порядка в металлических твердых растворах. Рассмотрены результаты экспериментальных исследований проводившихся методами диффузного рассеяния рентгеновских лучей и нейтронов. Их можно разделить по характеру учета размерного эффекта. В зарубежных исследованиях учитывался как правило лишь линейный размерный эффект. В работах Ивероновой В.И. и Кацнельсона А.А. [1] впервые учитывался квадратичный размерный эффект. Применение выражений полученных Кривоглазом М.А. [2] позволило проводить изучение ближнего порядка в неупорядоченных поликристаллических твердых растворах. Был изучен ближний порядок в ряде бинарных сплавов с компонентами имеющими значительно различающиеся атомные факторы и составы близкие к стехиометрическим, а также в сплавах с аномальной зависимостью статических смещений от концентрации второго компонента, бинарных сплавов с близкими атомными номерами компонент, разбавленных твердых растворах, в бинарных гексагональных сплавах некоторых трехкомпонентных твердых растворах [3]. Рассмотрены результаты расчетов энергий упорядочения проводившихся с помощью электронной теории ближнего порядка.

1. Иверонова В.И., Кацнельсон А.А. Ближний порядок в твердых растворах. -М.: Наука, 1977.
2. Кривоглаз М.А. Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами.- М. Наука.: 1967.
3. Силонов В.М. Ближний порядок и размерный эффект в металлических твердых растворах РЭНСИТ, т.3, N. 1, с. 34-44.

## МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

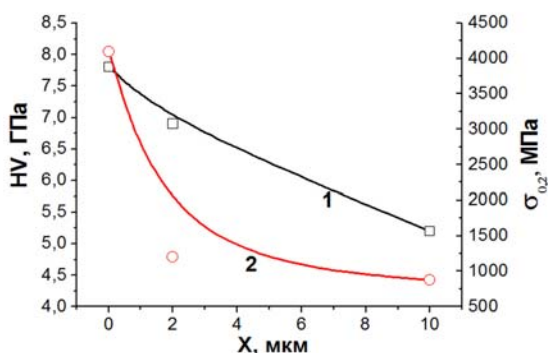
Громов В.Е.<sup>1</sup>, Перегудов О.А.<sup>1</sup>, Аксёнова К.В.<sup>1</sup>, Морозов К.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия,  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск, Россия, [yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)

<sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

Целью настоящей работы является количественный анализ механизмов упрочнения выкружки рельсов в процессе длительной эксплуатации. Материалом исследования являлись образцы рельсов Р65 производства ОАО «Евраз-ЗСМК», вырезанные из изделий в исходном состоянии и после эксплуатации (пропущенный тоннаж 1000 млн. тонн брутто) на Свердловской железной дороге. Используя результаты количественного анализа структуры стали и уравнения, приведенные в [1], были проведены оценки вкладов структурных элементов в предел текучести металла рельсов. Можно выделить наиболее значимые физические механизмы, обеспечивающие высокие прочностные свойства рельсовой стали. В объеме стали, расположенном на глубине  $\approx 10$  мм, основным механизмом упрочнения является дислокационный, обусловленный дислокациями, расположенными квазиравномерно в объеме зерен (структурный параметр – скалярная плотность дислокаций), и дислока-



**Рис.** Зависимость микротвердости (кривая 1) и предела текучести (кривая 2) от расстояния от поверхности выкружки рельса

Измением микротвердости металла от поверхности выкружки, происходит подобно изменению теоретически рассчитанного предела текучести (рис.), что говорит о корректности проведенных оценок. Изменение величины микротвердости, измеренной в эксперименте, в крайних точках профиля составляет  $\approx 1,5$ , а предела текучести, выявленного на основании теоретических оценок, –  $\approx 4,7$ .

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект №15-12-00010).*

1. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.

## МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>, Костерев В.Б.<sup>4</sup>, Косинов Д.А.<sup>1</sup>, Аксёнова К.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск, Россия, [yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)

<sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

<sup>4</sup> ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
Новокузнецк, Россия

Целью работы являлся анализ физических механизмов упрочнения, реализующихся при термомеханической обработке низкоуглеродистой стали по режиму ускоренного охлаждения. Материалом исследования являлись образцы полки термомеханически упрочненной по режимам ОАО «ЕВРАЗ – ЗСМК» балки ДП 155 из стали 09Г2С. Количественные параметры структурно-фазовых состояний, дефектной субструктуры и прочностных свойств выявлялись методами современного физического материаловедения.

При анализе физической природы упрочнения стали были учтены следующие факторы: вклады, обусловленные трением решетки, внутрифазовыми границами (соотношение Холла-Петча), дислокационной субструктурой (соотношение Ж. Фриделя), наличием карбидной фазы (соотношение Мотта-Набарро и Е. Орована), твердорастворным упрочнением (соотношение Р. Флейшера и У. Хиббарда), внутренними полями напряжений (соотношение Э.В. Козлова и Н.А. Коневой). Предполагалось независимое действие каждого из механизмов упрочнения на пределе текучести материала. Оценки величины вкладов в предел текучести проводились для зерен мартенсита, бейнита, субзерен, зерен феррита и перлита с учетом их объемных долей. Общий предел текучести определялся в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения.

Зависимости общего предела текучести и микротвердости стали 09Г2С, подвергнутой термомеханической обработке в условиях принудительного охлаждения поверхности заготовки балки двутавра от расстояния до поверхности охлаждения, приведены на рисунке. Можно отметить качественное согласие в изменении величин микротвердости и предела текучести, выявленных в эксперименте и полученных в результате оценок, основанных на количественном анализе структуры стали. Следовательно, рассмотренные выше механизмы упрочнения правильно отражают действительность и могут быть использованы для прогнозирования изменения свойств стали при различных режимах термомеханического воздействия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке грантов РФФИ №№ 16-48-420530 p\_a и 16-32-60048 мол\_a\_дк.

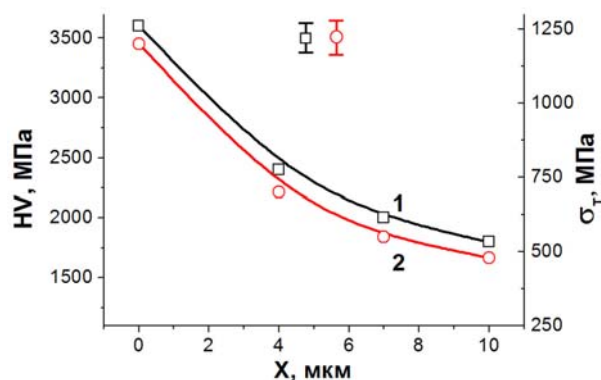


Рис. Изменение микротвердости (кривая 1) и предела текучести (кривая 2) по сечению термомеханически упрочненной полки балки

## УВЕЛИЧЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СИЛУМИНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Аксёнова К.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, [yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)

<sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

Целью настоящей работы является исследование формирования и эволюции структуры и фазового состава силумина, подвергнутого электронно-пучковой обработке (ЭПО) и многоциклового усталостному нагружению до разрушения.

ЭПО поверхности силумина в зависимости от параметров энергии пучка электронов сопровождается либо оплавлением поверхности образца (режим №1 – 15 Дж/см<sup>2</sup>; 150 мкс; 3 имп.), либо плавлением поверхностного слоя материала толщиной от единиц до десятков микрометров (режим №2 – 20 Дж/см<sup>2</sup>; 150 мкс; 5 имп.). ЭПО по режиму №1, инициирующему начальную стадию плавления включений кремния, приводит к протеканию двух взаимосвязанных процессов: глобуляризации включений кремния и хрупкого разрушения пластин кремния. Процесс разрушения пластин сопровождается формированием многочисленных микропор, расположенных вдоль границы раздела пластина/матрица, и микротрещин, расположенных в пластинах кремния. ЭПО по режиму №2, инициирующему высокоскоростное плавление и последующую высокоскоростную кристаллизацию, приводит к существенному измельчению структуры поверхности образца силумина. На поверхности облучения формируется однородная структура зеренного (ячеистого) типа (размер областей изменяется от 30 до 50 мкм). Области разделены прослойками кремния, поперечные размеры которых не превышают 10 мкм.

Если в исходном состоянии образцы силумина выдерживали  $1,3 \cdot 10^5$  циклов до разрушения, то в зависимости от режима ЭПО это число возрастало от  $1,32 \cdot 10^5$  до  $5,17 \cdot 10^5$ . Максимальное увеличение усталостной долговечности (в  $\sim 3,5$  раза) обеспечивал режим ЭПО №2. Низкий уровень усталостной долговечности при ЭПО по режиму №1 ( $1,8 \cdot 10^5$  циклов) обусловлен разрушением крупных пластин кремния, расположенных на поверхности и в приповерхностном слое образца, и формированием протяженных микротрещин. Толщина расплавленного слоя образцов силумина, подвергнутых ЭПО по режиму №2 и разрушенных после  $5,17 \cdot 10^5$  циклов, изменяется в пределах до 20 мкм. Концентраторы напряжений (микропоры, микротрещины, микрократеры, хрупкие включения частиц интерметаллидов), способные являться источниками разрушения образцов, на кромке излома не обнаруживаются. Высокоскоростная кристаллизация приводит к формированию двухфазной субзеренной структуры (кремний и твердый раствор на основе алюминия), размеры ячеек которой изменяются в пределах от 100 до 250 нм.

Таким образом, формирование подобной многофазной субмикро- и наноразмерной структуры и является определяющей причиной, способствующей многократному увеличению усталостной долговечности силумина.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (проект МД-2920.2015.8) и государственного задания № 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательской работы.*



## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Громов В.Е.<sup>1</sup>, Никитина Е.Н.<sup>1</sup>, Аксёнова К.В.<sup>1</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, [gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, [yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)

<sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия,

Целью настоящей работы являлось выявление закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры стали 30X2H2MФА с бейнитной структурой в условиях пластической деформации до разрушения.

Установлено, что пластическая деформация одноосным сжатием стали с бейнитной структурой сопровождается многоплановым изменением состояния дефектной субструктуры стали. А именно, увеличением скалярной плотности дислокаций и объема материала, содержащего деформационные микродвойники, уменьшением средних продольных размеров фрагментов и увеличением степени их разориентации, увеличением количества концентраторов напряжений и амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала. Выполненные исследования позволили высказать предположение о смене механизма деформирования стали: на первой стадии нагружения ( $\varepsilon \leq 18\%$ ) деформирование осуществляется преимущественно движением дислокаций; на второй стадии ( $18\% < \varepsilon < 43\%$ ) – движением дислокаций и двойникованием.

Выполненные исследования показывают, что пластическая деформация стали с бейнитной структурой сопровождается также эволюцией карбидной фазы материала. Карбидные превращения в бейнитной структуре протекают в рамках двух конкурирующих процессов: растворения частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделения в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры.

Выполненный количественный анализ параметров структуры стали позволяет проследить за перераспределением атомов углерода в структуре стали при пластической деформации. С ростом степени деформации количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе  $\alpha$ -железа, формирующих частицы цементита, расположенные на внутрифазных границах, и количество атомов углерода, расположенных на дислокациях, увеличивается; количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объеме пластин бейнита, и расположенных в твердом растворе на основе  $\gamma$ -железа, снижается.

Таким образом, выполненные в настоящей работе исследования показывают, что пластическая деформация одноосным сжатием стали 30X2H2MФА с бейнитной структурой сопровождается преобразованием материала на нескольких структурных уровнях: на уровне дефектной подсистемы (формирование микродвойников, эволюция дислокационной субструктуры), на уровне карбидной подсистемы (растворение исходных и выделение новых частиц цементита), на атомном уровне (перераспределение атомов углерода между частицами карбидной фазы, кристаллической решеткой  $\alpha$ -фазы и дефектной подсистемой). В совокупности указанные процессы определяют поведение стали при пластической деформации.

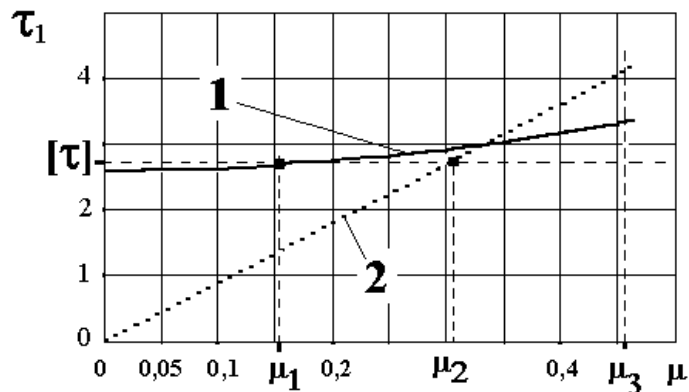
*Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта РФФИ №15-12-00010 на выполнение научно-исследовательской работы.*

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗНАШИВАНИЯ МАТЕРИАЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ

Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Молотков С.Г.<sup>2</sup>, Невский С.А.<sup>1</sup>, Кормышев В.Е.<sup>1</sup>,  
Громов В.Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия  
<sup>2</sup> Новокузнецкий филиал-институт Кемеровского государственного университета,  
Новокузнецк, Россия  
[snevskiy@bk.ru](mailto:snevskiy@bk.ru)

Проведено моделирование процесса изнашивания материала наплавленного электрической дугой, на сталь Хардокс 450. В основу модели положены уравнения Ламе и обобщенный закон Гука. Как известно, при движении шарового индентора возникает участок проскальзывания шириной  $2l$ . На границы этого участка действуют нормальные и касательные, распределенные по закону  $\sigma_{yy}(x,0) = l^2 - x^2$ ,  $\tau_{xy}(x,0) = \mu \cdot \sigma_{yy}(x,0)$ . Для решения задачи применялся метод Н.И. Мухелишвили. Начало пластического течения при скользящем контакте определяется (при использовании критерия текучести Треска) максимальным значением главного касательного напряжения  $\tau_1$ . Соотношение между касательными напряжениями на поверхности и максимальными касательными напряжениями в приповерхностном слое в зависимости от коэффициента трения приведены на рисунке 1.



**Рис. 1.** Зависимость максимального касательного напряжения сдвига  $\tau_1$  от коэффициента трения.  $[\tau] = 2,7$ ;  $\mu_1 = 0,155$ ;  $\mu_2 = 0,31$ ;  $\mu_3 = 0,47$

Из рисунка видно, что при  $\mu < \mu_1$ ,  $\tau_1 < [\tau]$ ,  $\tau(x,0) < [\tau]$ , сдвигов нигде не происходит, как не происходит и пластической деформации, приводящей к износу материала. При  $\mu_1 < \mu < \mu_2$ ,  $\tau_1 > [\tau]$ ,  $\tau(x,0) < [\tau]$ , касательные напряжения превышают предельное напряжение сдвига в приповерхностном слое. При  $\mu_2 < \mu < \mu_3$  напряжения на поверхности и в слое превышают предельное напряжение сдвига, поэтому сдвиги могут проходить как на самой поверхности, так и в приповерхностном слое. При  $\mu > \mu_3$  обособленность областей исчезает и возникает плавное уменьшение напряжений вглубь материала. Это значит, что сдвиги происходят преимущественно по поверхности. Об этом свидетельствует появление царапин на поверхности.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (№ 15-19-00065)*

# ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ HARDOX 450 ПРИ НАНЕСЕНИИ С-V-Cr-Nb-W НАПЛАВОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ

Кормышев В. Е.<sup>1</sup>, Осинцев К. А.<sup>1</sup>, Капралов Е. В.<sup>1</sup>, Коновалов С. В.<sup>1</sup>,  
Громов В. Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю. Ф.<sup>2</sup>, Комиссарова И. А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет  
г. Новокузнецк, Россия, [konovalov@physics.sibsiu.ru](mailto:konovalov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия,  
[yufi55@mail.ru](mailto:yufi55@mail.ru)

Одним из способов увеличения срока службы машин и механизмов, детали которых подвержены абразивному изнашиванию и ударным нагрузкам в процессе эксплуатации, является нанесение на них различными методами покрытий, содержащих износостойкие элементы. Это приводит к существенному увеличению срока службы всего изделия.

Целью исследования является анализ фазового состава, дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств стали Hardox 450 после одинарной и двойной наплавки С-V-Cr-Nb-W содержащей проволоки.

В качестве материала основы использовали сталь марки Hardox 450. Наплавку (одинарную и двойную) осуществляли проволокой следующего химического состава (вес. %): 1,4% С; 1,0% V; 7,0% Cr; 8,0% Nb; 1,2%W; остальное – железо. Двойную наплавку наносили перпендикулярно одинарной. Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO<sub>2</sub> 18% при сварочном токе 250–300 А и напряжении на дуге 30–35 В.

Выполнены исследования фазового состава, дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств двойной наплавки, нанесенной на сталь наплавочной проволокой. Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали и наплавляемого металла осуществляли методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии (метод тонких фольг). Механические свойства наплавленного металла и стали характеризовали величиной микротвердости. Трибологические свойства наплавленного металла и стали анализировали, определяя износостойкость и коэффициент трения.

Установлено, что износостойкость наплавленного металла превышает износостойкость стали Hardox 450 в (140-150) раз; коэффициент трения наплавленного металла ниже в (2–2,5) раза коэффициента трения стали. Показано, что формирование второго наплавленного слоя практически не влияет на трибологические характеристики материала.

Показано, что в обоих случаях (одинарная и двойная наплавки) выявляется многофазная структура. Основной фазой (не считая  $\alpha$ -фазы) в одинарной наплавке являются оксид железа состава Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Основной фазой повторно наплавленного слоя являются карбиды на основе специальных элементов (карбиды ниобия, вольфрама и хрома). Формирование повторной наплавки приводит к многократному увеличению объемная доля карбидной фазы и полному отсутствию окисной фазы.

Установлено, что повышенные механические и трибологические свойства наплавленного слоя обусловлены формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры, упрочнение которой связано с формированием мартенситной структурой  $\alpha$ -матрицы и наличием высокой (более 50 %) объемной доли включений карбидной фазы на основе железа, хрома, вольфрама и ниобия.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №15-19-00065).*

# ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ 1-0

Анучина Е.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В., Коновалов С.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, РФ  
[zagulyaev\\_dv@physics.sibsiu.ru](mailto:zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru)

Исследование микроструктуры материалов и веществ актуальная задача для различных областей науки и современных технологий [1]. В настоящее время для изучения структуры металлов разработано много различных способов. Исследование микроструктуры с помощью оптического микроскопа является основным и наиболее широко применяемым методом.

Цель данной работы – изучение влияния температуры отжига на микроструктуру технического чистого титана ВТ-1-0.

Для микроструктурных исследований использовали образцы технического чистого титана ВТ1-0. Они отжигались при температуре 800 К в течение 2 часов с последующим охлаждением в печи, затем механически полировались и химически травились. Затем, с помощью оптического микроскопа Olympus GX51, проводили анализ структуры материала.

Типичная зеренная структура титана ВТ-1-0 приведена на (рис.1). Проведенный анализ показал, что структура характеризуется преимущественно изотропными зернами рекристаллизационного происхождения. Зеренный ансамбль представлен разнообразными размерами кристаллитов. Минимальное значение размера зерен составляет 5,3 мкм, максимальное 259,7 мкм. Распределение зерен по размерам приведено на (рис.2). Отчетливо видно, что представление распределения является одномодальным и может быть описано логарифмически нормальным законом [2].

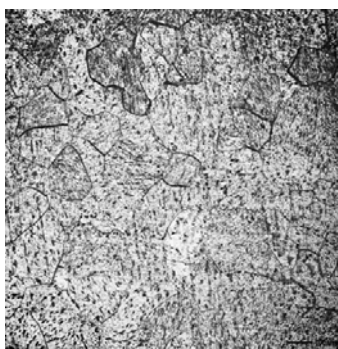


Рис. 1. Оптическое изображение исходной структуры титана ВТ-1-0

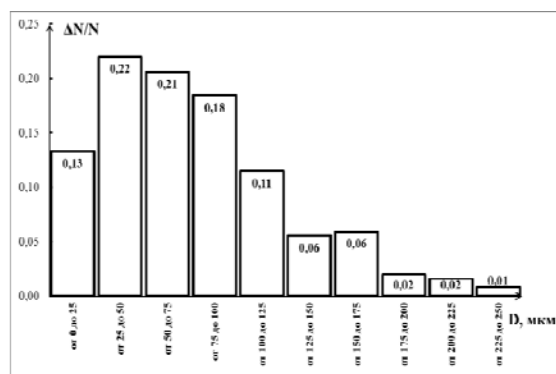


Рис.2. Распределение зерен по размеру в среднем по образцу в исходном состоянии титана ВТ-1-0 где  $\Delta N$  – число зерен имеющих размеры из указанного интервала,  $N$  – общее число зерен

Средний размер зерен по всему материалу в исходном состоянии составляет 79,1 мкм. Средний размер зерен не совпадает с наиболее вероятным, что говорит о незавершенности процесса собирательной рекристаллизации.

1. Зенкин, Р. Ю. Изучение микроструктуры высокопрочного чугуна при различных методах термообработки / Р. Ю. Зенкин, М. М. Уткин, А. И. Вальтер // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2013. – № 4. – С. 174-178
2. Коновалов, С. В. Закономерности изменения дислокационной субструктуры меди при ползучести в магнитном поле / С. В. Коновалов, Д. В. Загуляев [и др.] // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. – 2015. – № 3. – С. 64-70.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ СТАЛИ

Костерев В.Б.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>3</sup>, Ефимов О.Ю.<sup>1</sup>, Коновалов С.В.<sup>3</sup>,  
Пономарева Ю.В.<sup>3</sup>, Писарева Д.С.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Западно-Сибирский металлургический комбинат,  
г. Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН,  
г. Томск, Россия

<sup>3</sup>Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

Целью работы являлось исследование закономерностей формирования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры двутавровой балки для монорельсовой дороги из стали 09Г2С при ускоренном охлаждении в линии сортового стана.

Состояние дефектной субструктуры  $\alpha$ -фазы стали определяется: 1) механизмом  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, 2) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения, 3) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения. В результате реализации различных механизмов  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения выявлено формирование зерен феррита и перлита, кристаллов «бескарбидного» бейнита и мартенсита. Установлено соответствие дислокационной субструктуры стали и морфологии  $\alpha$ -фазы: в кристаллах мартенсита и «бескарбидного» бейнита преобладающей является сетчатая дислокационная структура с весьма высокой плотностью дислокаций; в ферритной составляющей зерен перлита выявляется структура дислокационного хаоса и сетчатая дислокационная субструктура с относительно низкими значениями скалярной плотности дислокаций; в зернах феррита дислокационная субструктура наиболее разнообразна и представлена хаотически распределенными дислокациями, сетками и ячейками, выявлено формирование полосовой и субзеренной субструктуры.

В результате термомеханической обработки в стали формируется градиентная структура, характеризующаяся закономерным изменением фазового состава и параметров субструктуры по мере приближения к поверхности ускоренного охлаждения.

*Работа выполнена при поддержке гранта «РФФИ – Кузбасс» № 16-48-420530.*

1. **Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Костерев В.Б. и др.** Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугуновых валков. - Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011. - 205 с.
2. **Белов Е.Г., Чинокалов В.Я., Полторацкий Л.М. и др.** // Проблемы черной металлургии и материаловедения. - 2009. - № 3. - С. 62-68.
3. **Утевский Л.М.** Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. - М.: Металлургия, 1973. - 584 с.
4. **Эндрюс К., Дайсон Д., Киоун С.** Электронограммы и их интерпретация. - М.: Мир, 1971. - 256 с.
5. **Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др.** Электронная микроскопия тонких кристаллов. - М.: Мир, 1968. - 574 с.

## ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОГО И ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ 10X9B2MФБР

Борисова Ю.И., Дудко В.А.

*ГОУ ВО Белгородский государственный национальный исследовательский  
университет, Россия, Белгород  
[borisovayuliya94@mail.ru](mailto:borisovayuliya94@mail.ru)*

Высокохромистые стали мартенситного класса с 9% хрома широко используются для компонентов энергоблоков угольных электростанций, работающих при суперсверхкритических параметрах пара. Однако процессы деградации микроструктуры при длительном старении таких сталей исследованы не достаточно подробно. В данной работе основное внимание уделено исследованию закономерностей выделения частиц фазы Лавеса при старении стали 10X9B2MФБР.

В работе была исследована сталь 10X9B2MФБР, Fe – 0.1C – 8.75Cr – 0.17Si – 0.54Mn – 1.60W – 0.51Mo – 0.23V – 0.07Nb – 0.04N – 0.003B – 0.21Ni (масс.%). Термическая обработка стали состояла из нормализации при 1050°C и последующего отпуска при 720-750°C в течение трех часов. Заготовки для фольг были вырезаны из термически обработанной заготовки для образца на ползучесть и из захватной части образцов, испытанных на ползучесть при температуре 650°C и начальных напряжениях 100 и 80 МПа, которые привели к разрушению за 2298 и 12500 часов, соответственно. Исследование фольг и углеродных реплик проводилось с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ, оснащенного приставкой INCA для энергодисперсионного анализа химического состава частиц. Разориентировки границ рассчитывались методом линий Кикучи.

Дислокационная структура мартенсита в стали 10X9B2MФБР после отпуска сохранилась. Средний размер реек после отпуска составил 330 нм, размер карбидов  $Me_{23}C_6$  110 нм, карбонитридов  $Me(C,N)$  31 нм, плотность дислокаций внутри реек составила  $6,2 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Старение в течение 2298 часов, за исключением выделения фазы Лавеса, не привело к заметным изменениям микроструктуры. Средний размер карбидов  $Me_{23}C_6$  незначительно увеличился до 130 нм; средний размер частиц  $Me(C, N)$  до 50 нм; средняя толщина реек и плотность дислокаций внутри них практически не изменились и составили 380 нм и  $5,8 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ , соответственно. Произошло выделение фазы Лавеса со средним размером частиц 274 нм преимущественно по большеугловым границам. Длительное старение в течение 12500 часов привело к более заметным микроструктурным изменениям. Размер реек увеличился до 420 нм, а плотность дислокаций внутри реек уменьшилась до  $4,7 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ . Средний размер частиц карбидов  $Me_{23}C_6$  составил 157 нм, а фазы Лавеса 591 нм. Средний размер карбонитридов  $Me(C,N)$  после длительного старения увеличился до 50 нм.

Частицы фазы Лавеса выделяются преимущественно на большеугловых границах. Однако, было обнаружено небольшое количество частиц фазы Лавеса расположенных на малоугловых границах после старения в течение 12500 часов. Их размер был примерно в 5 раз меньше, чем частиц, расположенных на большеугловых границах. Из-за преимущественного выделения частиц фазы Лавеса по большеугловую границам, их вклад в дисперсионное упрочнения стали незначителен.

*Работа выполнена в рамках Гранта Президента РФ МК-3279.2015.8, договор об условиях использования гранта № 14.У30.15.3279-МК.*

# ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛАХ С РАЗНОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

Тюменцев А.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
Томск, Россия  
Томский государственный университет, Томск, Россия  
[tyuments@phys.tsu.ru](mailto:tyuments@phys.tsu.ru)*

Обобщены результаты исследования закономерностей фазовых и структурных превращений в процессе формирования нанокристаллических структур при больших пластических деформациях металлических материалов с различной склонностью к деформационным фазовым превращениям мартенситного типа. Это чистые металлы с ГЦК (Cu, Ni) и ОЦК (Nb, Ta) решетками; высокопрочные сплавы с твердорастворным (Mo-Re, V-Ti-Cr) упрочнением; аустенитные стали (02X17H14M2, 08X18H10T и др.) и интерметаллиды (Ni<sub>3</sub>Al, TiNi) с разным уровнем фазовой нестабильности.

Для анализа обнаруживаемых при этом механизмов пластической деформации и переориентации кристаллической решетки предложена их следующая классификация.

1. Кооперативные дислокационные или дислокационно-дисклинационные механизмы переориентации (фрагментации), в основе которых лежит ориентационная неустойчивость кристалла как результат коллективных эффектов эволюции ансамблей сильно взаимодействующих дислокаций [1].

2. Деформационные фазовые переходы. Среди них прямые плюс обратные переходы из кристаллического состояния в аморфное [2] и обратимые (с изменением системы обратных превращений) превращения мартенситного типа как механизмы зарождения дислокаций, формирования полос переориентации и двойников деформации в никелиде титана [3] и широком классе аустенитных сталей [4].

3. Квазивязкие механизмы деформации и переориентации кристаллической решетки потоками генерируемых при пластической деформации неравновесных точечных дефектов [5]. Активизация этих механизмов связана с подавлением дислокационной активности в обладающих высокой термодинамической стабильностью нанообъектах размерами до нескольких нанометров, а также характерными для таких объектов очень высокими локальными градиентами внутренних напряжений.

Обсуждаются основные факторы и условия реализации указанных выше механизмов и их роли в процессе формирования и последующей пластической деформации нанокристаллических металлических материалов.

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
2. Глезер А.М., Носова Г.И., Сундеев Р.В. и др. // Известия РАН. Серия физическая. – 2010. – Т. 74. - № 11. – С. 1576-1582.
3. Тюменцев А.Н., Сурикова Н.С., Литовченко И.Ю. и др. // Физика металлов и материаловедение. - 2003, - Т.95. - №1. - С. 97-106.
4. Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П. и др. // Известия вузов. Физика. – 2004. - № 8. – С. 28-48.
5. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. // Физическая мезомеханика. – 2011. – том 14. – № 3. – С. 55-68.

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В НИКЕЛЕ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Назаров А.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*  
[AANazarov@imsp.ru](mailto:AANazarov@imsp.ru)

Экспериментальные исследования последних лет позволили установить, что ультразвуковая обработка (УЗО) с умеренными амплитудами напряжений приводит к релаксации неравновесной структуры ультрамелкозернистых (УМЗ) материалов, полученных деформационными методами, и имеет потенциал повышения их термической стабильности, пластичности и ударной вязкости без потери достигнутой прочности. Одной из важных фундаментальных проблем является выяснение микромеханизма такого влияния ультразвука на структуру и свойства УМЗ металлов.

Представляемая работа посвящена решению этой проблемы путем моделирования методом молекулярной динамики (МД) воздействия знакопеременных напряжений на структуру неравновесных границ зерен, содержащих дефект в виде дисклинационного диполя.

Рассмотрены два бикристалла с границами наклона [112], содержащими дисклинационные диполи различной мощности, в никеле: 1) с границей  $\Sigma = 15 / \theta = 78.46^\circ$  и диполем  $\Omega = 14.7^\circ$  и 2) с границей  $\Sigma = 11 / \theta = 62.96^\circ$  и диполем  $\Omega = 10.76^\circ$ . Исходные структуры для моделирования были построены методом удаления и вставки материала в исходно равновесный бикристалл в соответствии с геометрической моделью дисклинаций. Полученные системы были подвергнуты МД релаксации в течение времени 150 пс при температуре 300 К, затем – знакопеременной деформации при той же температуре путем приложения синусоидально изменяющегося напряжения  $p = p_0 \sin[(2\pi/T)t]$  вдоль нормали к оси наклона в плоскости границы. Период изменения напряжения составлял 160 пс. Моделирование осуществлялось с помощью программы молекулярной динамики XMD, а визуализация - с помощью программы OVITO. Исследование было проведено в интервале амплитуды напряжения  $p_0 = 1 \dots 2$  ГПа для границы  $\Sigma = 15$  и  $p_0 = 0.2 \dots 0.5$  ГПа для границы  $\Sigma = 11$ .

Моделирование показало, что при знакопеременной деформации в обеих исследованных границах зерен происходит релаксация неравновесной структуры путем испускания решеточных дислокаций, компенсирующих дисклинационный диполь. В результате, при достаточно высокой амплитуде приложенного напряжения, происходит полная «очистка» границы от внесенного дефекта и возврат к равновесной структуре, свободной от дальнедействующих напряжений. При этом интервалы амплитуды напряжений, в которых начинается процесс релаксации, для двух границ зерен значительно отличаются. В нижней области исследованных амплитуд (1 ГПа для  $\Sigma = 15$  и 0.2 ГПа для  $\Sigma = 11$ ) происходит только частичная релаксация, а при повышении напряжения может происходить полная релаксация в течение определенного количества циклов нагружения.

Таким образом, симметричное знакопеременное приложенное напряжение оказывает асимметричный эффект – необратимое удаление избыточных дефектов из границ зерен. Обнаруженное явление генерации дислокаций неравновесными границами зерен под воздействием циклического нагружения может составлять основной механизм релаксационного воздействия ультразвука на неравновесную структуру УМЗ металлов, полученных деформационными методами.

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



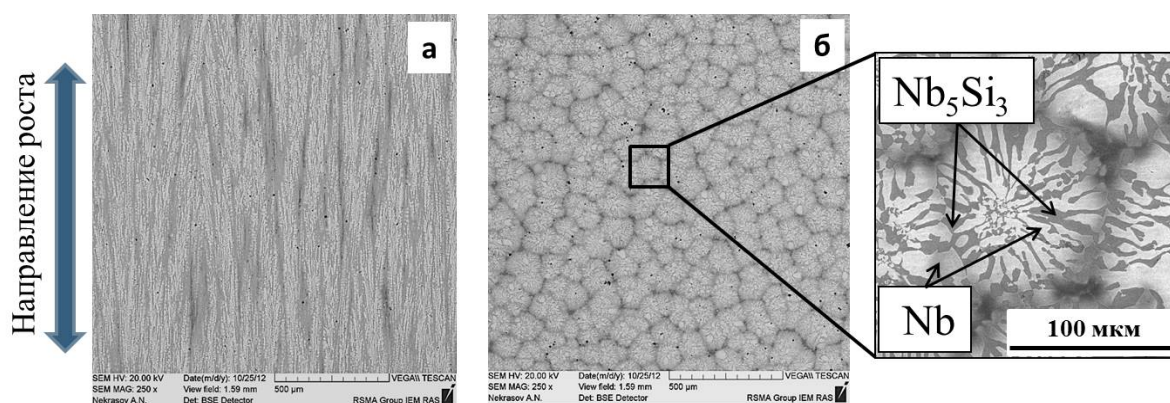
## ПРОЧНОСТЬ Nb–Si КОМПОЗИТА ПРИ ИЗГИБЕ И РАСТЯЖЕНИИ ПРИ 1300°C

Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И., Некрасов А.Н.

*Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия*  
[stroganova@issp.ac.ru](mailto:stroganova@issp.ac.ru)

В качестве жаропрочных конструкционных материалов нового поколения рассматриваются in-situ композиты системы Nb–Si вблизи эвтектики Nb–Nb<sub>3</sub>Si. К их преимуществам относятся высокие температуры плавления ~1920°C, высокие прочностные свойства в диапазоне 1200–1400°C и относительно низкая плотность, находящаяся на уровне 6,6–7,2 г/см<sup>3</sup>. Данные композиты получают методом индукционной плавки в режиме направленной кристаллизации. Структурно представляют собой систему из двух основных составляющих: пластичного твердого раствора на основе ниобия и упрочняющего его твердого раствора на основе интерметаллида Nb<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>. Основными легирующими элементами являются переходные металлы IV–VIb групп.

Исходные образцы композита Nb–16Si–18Ti–7Mo–Zr–Hf–Cr–Al (ат.%) получали методом индукционной плавки в режиме направленной кристаллизации со скоростью кристаллизации 5 мм/мин в атмосфере аргона. На рисунке 1 изображена направленная микроструктура, которая представляет собой набор эвтектических колоний, вытянутых вдоль направления роста.



**Рис. 1.** Микроструктура продольного (а) и поперечного (б) сечений образца Nb–Si композита

Одним из важных свойств пригодности материала при повышенных температурах является сопротивление ползучести. В связи с этим, для исследования была выбрана величина 100-часовой прочности. Под этой величиной понимается величина напряжения, вызывающего деформацию в 1% за 100 часов в режиме установившейся ползучести. Методом испытания на изгиб и растяжение при 1300°C была определена 100-часовая прочность 10 образцов. Установлено, что ее значения находятся в пределах 79–113 МПа (среднее значение 96,7 МПа) при изгибе и 15–30 МПа (среднее значение 24 МПа) при растяжении. Значение кратковременной прочности при изгибе составили 623–754 МПа (среднее 670 МПа), а при растяжении 202–314 МПа (среднее 246 МПа). Следовательно, значение 100-часовой и кратковременной прочности при растяжении в четыре и три раза ниже прочности на изгиб, соответственно. Полученная зависимость позволит проводить экспрессную оценку прочности композиционного Nb–Si материала.

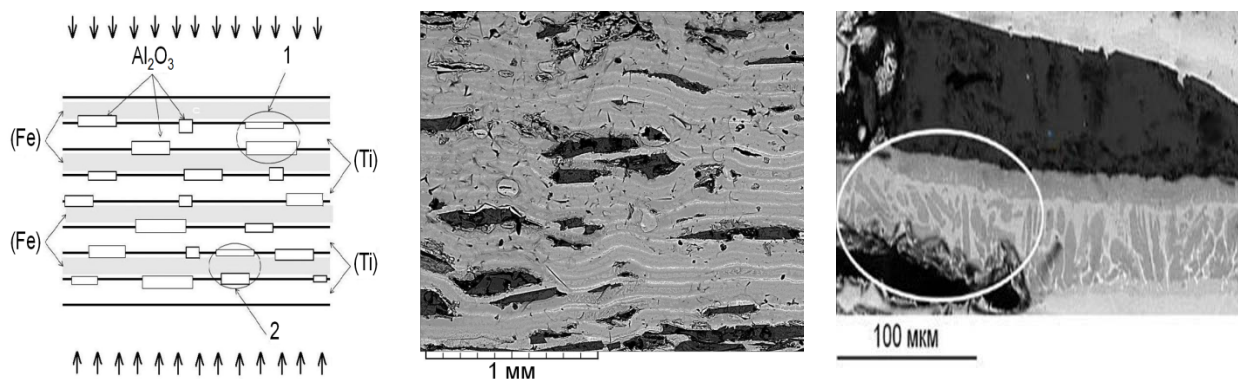
# ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИТА С МАТРИЦЕЙ ИЗ Ti- И Fe-СПЛАВОВ

Коржов В.П., Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[korzhov@issp.ac.ru](mailto:korzhov@issp.ac.ru)

Технические потребности повышения рабочих температур жаропрочных материалов с высокими удельными характеристиками, к которым могут быть отнесены и материалы на основе сплавов титана, приводят к необходимости создания композитов с неоднородными компонентами, обеспечивающими необходимый баланс механических свойств. Изучение взаимодействия таких компонентов в неоднородных структурах, в особенности содержащих химически активный титан [1], является предметом настоящей работы [2].

Получение композита выполнялось диффузионной сваркой под давлением при температурах до 1200°C (рис. 1), в результате которой формировалась слоистая структура, показанная на рис. 2. Взаимодействие волокон с фольгами из Fe-сплава не наблюдалось (рис. 3, см. верхнюю границу волокна с матрицей). Но имело место интенсивное взаимодействие между волокном и матрицей на основе титана (рис. 3).



**Рис. 1.** Схема заготовки, состоящей из фольг Ti- и Fe-сплавов и коротких сапфировых волокон  $Al_2O_3$  [3] (рядами стрелок указано направление приложения нагрузки): 1 – участок сечения, где чередуются  $Al_2O_3$  / фольга Ti-сплава /  $Al_2O_3$ , 2 – то же, но чередование  $Al_2O_3$  / фольга Fe-сплава /  $Al_2O_3$

**Рис. 2.** Макроструктура поперечного сечения слоистого композита после диффузионной сварки (включения темного цвета – волокна  $Al_2O_3$ )

**Рис. 3.** Зона взаимодействия волокна с фольгой из Ti-сплава отмечена светлым овалом

1. Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Антонова А.В. Жаропрочные композиты с интерметаллидной матрицей // Наука – производству, 2007, №2 (95), с. 36–52.
2. Korzhov Valeriy P., Kiiko Vyacheslav M. Взаимодействие упрочняющих сапфировых волокон с металлической матрицей из многокомпонентных сплавов в композите со слоистой структурой твердофазного приготовления // Scientific Proceedings of the Scientific Technical Union of Mechanical Engineering, Year XXIV, Vol. 3/189, March 2016, p. 14–17.
3. Милейко С.Т., Казьмин В.И. Получение композитов методом внутренней кристаллизации // Механика композитных материалов, 1991, v. 5, с. 898–908.

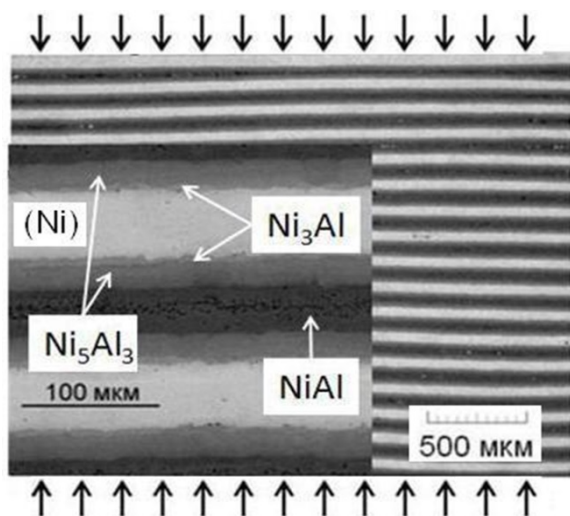
1.

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СЛОИСТЫХ Ni–Al КОМПОЗИТОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

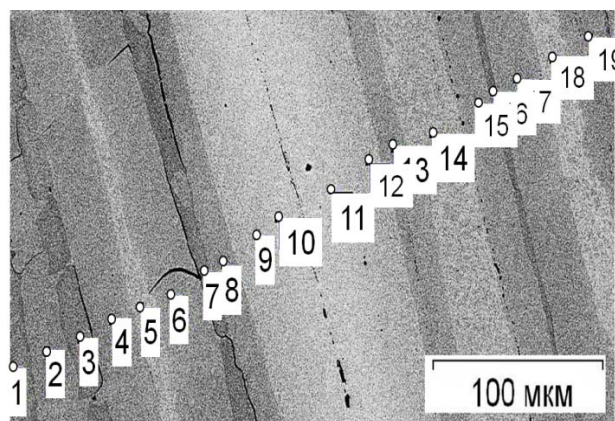
Коржов В.П., Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[korzhov@issp.ac.ru](mailto:korzhov@issp.ac.ru)

Представлены результаты исследования микроструктуры жаропрочных слоистых композитных материалов на примере формирования слоистых структур в системе Ni–Al [1]. Установлена корреляция особенностей микроструктуры с технологическими режимами и определены их пограничные параметры, обеспечивающие необходимые механические свойства [2, 3].



**Рис. 1.** Структура слоистого композита Ni/Al из Ni- и Al-фольг на начальном этапе формирования структуры по режиму I при двух увеличениях



1, 3, 7 и 16 –  $\text{Ni}_5\text{Al}_3$ ; 2, 4, 6, 8, 13, 15, 17 и 19 –  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ; 5, 9–12, 14 и 18 – (Ni)

**Рис. 2.** Микроструктура после предельного режима II. Интерметаллические соединения  $\text{Ni}_x\text{Al}_y$  ( $x = 1, 3$  и  $5$ ;  $y = 1, 1$  и  $3$  соответственно) и твердый раствор Al в никеле (Ni) идентифицированы с помощью локального рентгеноспектрального анализа

На рис. 1 и 2 показаны два примера слоистых структур, сформированных в режиме твердофазного взаимодействия никелевых и алюминиевых фольг при диффузионной сварке под давлением в вакууме. Режим I (температура – время – давление):  $600^\circ\text{C} - 1 \text{ ч} - 0,7 \text{ МПа} + 950^\circ\text{C} - 5 \text{ ч} - 0,7 \text{ МПа}$ . Режим II:  $550^\circ\text{C} - 1 \text{ ч} - 15 \text{ МПа} + 1100^\circ\text{C} - 1 \text{ ч} - 20 \text{ МПа} + 1150^\circ\text{C} - 1 \text{ ч} - 20 \text{ МПа}$ .

1. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник. М.: Машиностроение, 1996, т. 1, с. 183–185.
2. Коржов В.П., Карпов М.И., Кийко В.М. Многослойный композит на основе никеля, армированный интерметаллидными слоями // Физика и техника высоких давлений, 2010, т. 20, №4, с. 101–108.
3. Коржов В.П., Кийко В.М. Структура и механические свойства слоистых композитов Ni/Al с упрочнением интерметаллидами // Деформация и разрушение материалов, №6, 2015, с. 6–11.

## СТРУКТУРА СЛОИСТЫХ Mo-Si-B И Nb-Si-B КОМПОЗИТОВ

Коржов В.П., Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[korzhov@issp.ac.ru](mailto:korzhov@issp.ac.ru)

Известно [1], что сплавы тройной системы Mo-Si-B обладают высокими жаропрочными характеристиками при высоких температурах. В данной работе методом растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа исследовали слоистую структуру композитов Mo/SiB и Nb/SiB, полученных твердофазным спеканием многослойных пакетов из Mo- и Nb-фольг с покрытиями порошковой смесью состава Si/B = 3 в процессе их диффузионной сварки (ДС).

В Mo/SiB-композите (рис. 1,а) диффузионные зоны между Mo и покрытием SiB состояли из 2-х тонких слоев интерметаллического соединения  $Mo_2(B,Si)$  и двухфазного слоя  $Mo_5(Si,B)_3 + Mo(B,Si)$ . Усредненные химические составы соединений:  $Mo_{1,78}(B_{84,42}Si_{15,58})_{1,22}$  и  $Mo_{4,56}(Si_{67,76}B_{32,24})_{3,44} + Mo_{0,99}(B_{59,16}Si_{40,84})_{1,01}$ . В центральной части диффузионной зоны выявлено соединение  $Mo(B,Si)$  состава  $Mo_{0,84}(B_{99,78}Si_{0,22})_{1,16}$ , т. е. почти без Si. Включения черного цвета в середине слоя – поры. Слои из Mo после ДС трансформировались в 2-фазные области из твердого раствора Mo(B) и  $Mo_2B$  с фазовым составом, который по мере приближения к диффузионной зоне изменялся, от доэвтектического к заэвтектическому.

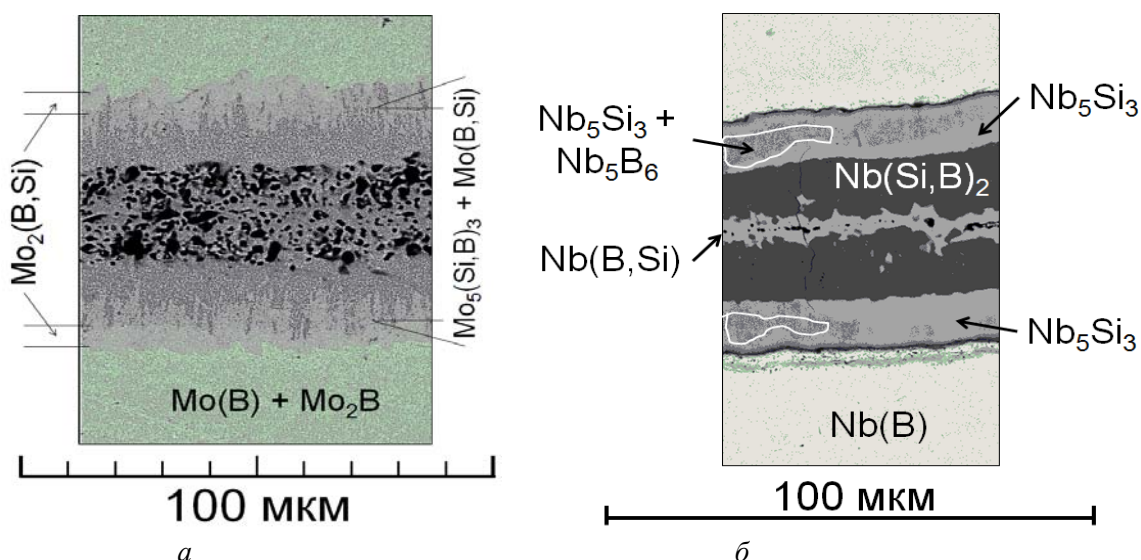


Рис. 1. Фрагменты многослойной структуры композитов Mo/SiB (а) и Nb/SiB (б) после диффузионной сварки при 1500°C в течение 1 ч под давлением от 10 до 14 МПа

Микроструктура зоны взаимодействия между Nb и SiB в композите Nb/SiB (рис. 1,б) представлена двумя 2-фазными слоями из  $Nb_5Si_3$  ( $Nb_{5,07}Si_{2,93}$ ) и  $Nb_5B_6$  ( $Nb_{4,89}B_{5,85}$ ), двумя слоями химического соединения  $Nb(Si,B)_2$  [ $Nb_{0,94}(Si_{1,56}B_{0,44})_{2,06}$  – или твердого раствора B в  $NbSi_2$ ] и тонким внутренним слоем соединения  $Nb(B,Si) \equiv Nb_{1,01}(B_{0,41}Si_{0,59})_{0,99}$ . Nb-слои преобразовались в слои твердого раствора бора в ниобии с содержанием от 0 до 0,5 мас.% (3,8 ат.%).

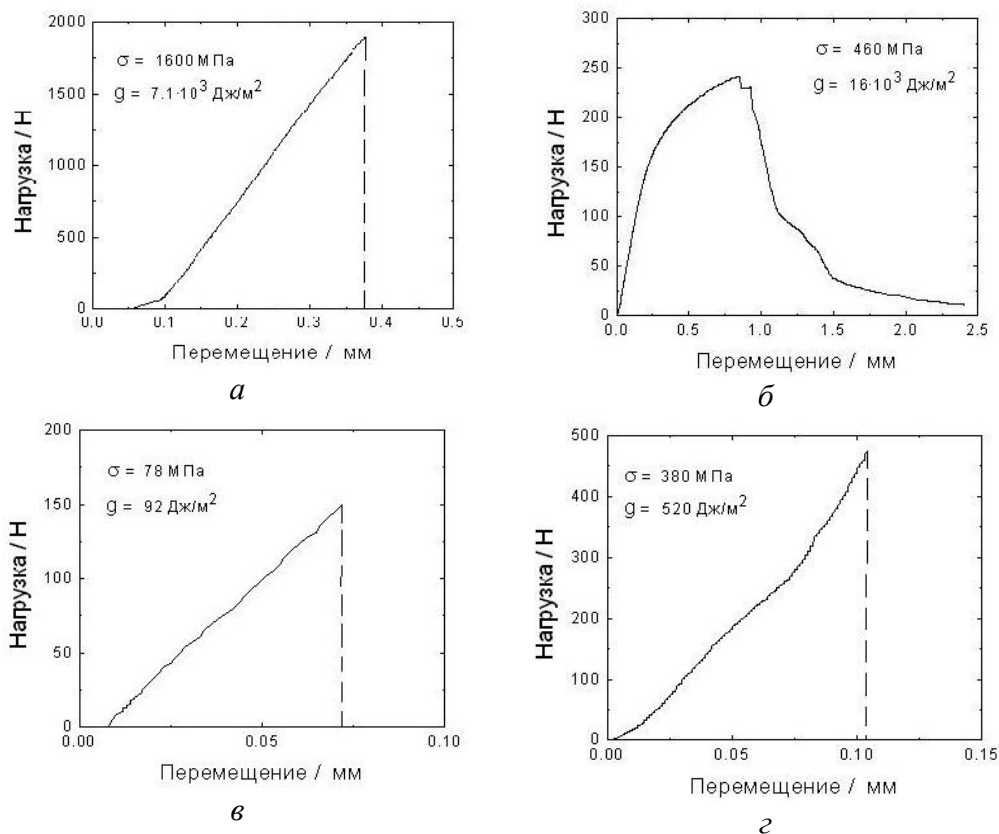
1. Jain P., Kumaru K.S. Tensile Creep of Mo-Si-B Alloys // Acta Mater., 2010, v. 58, N 6, p. 2124–2142.

# ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ИЗГИБА

Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Наряду с прочностью, эффективная поверхностная энергия, характеризующая трещиностойкость конструкционных материалов, в особенности непластичных материалов, разрушающихся с образованием трещин, является одной из важнейших характеристик



**Рис. 1.** Зависимости нагрузка – перемещение точек приложения нагрузок к образцам при испытаниях на «3-х точечный изгиб» образцов *а* – вольфрама, *б* – сплава Ti48Al2Cr, *в* – кварца, *г* – сапфира с указанием в поле графиков прочности  $\sigma$  и эффективной поверхностной энергии  $g$  испытанных материалов

Наиболее распространенный метод оценки эффективной поверхностной энергии  $g$ , как отношения работы внешней нагрузки к величине поверхности разрушения, проводится при растяжении образца до разрушения, метод требует подготовки специальных оснасток и образца, работы во многих случаях трудоемкой для многих материалов (керамических, композитных и других). Представлена попытка оценки («сверху») величины  $g$  по более простой методике – испытанием образцов-стержней на изгиб, некоторые примеры результатов которой приведены на рис. 1.

$$g = (1/2S) \int_y P(y) dy,$$

где  $P$  – нагрузка на образец,  $y$  – перемещение точки приложения нагрузки к образцу,  $S$  – площадь поперечного сечения образца.

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ОКСИДНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН В МОЛИБДЕНОВОЙ МАТРИЦЕ ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

В работе проведена оценка прочности волокон, полученных методом внутренней кристаллизации [1], испытаниями в молибденовой матрице при температуре 1400°C. Волокна имели эвтектический состав в системах  $Al_2O_3-Re_2O_3$ , где Re – редкоземельные элементы, указанные в поле графика рис. 1б.

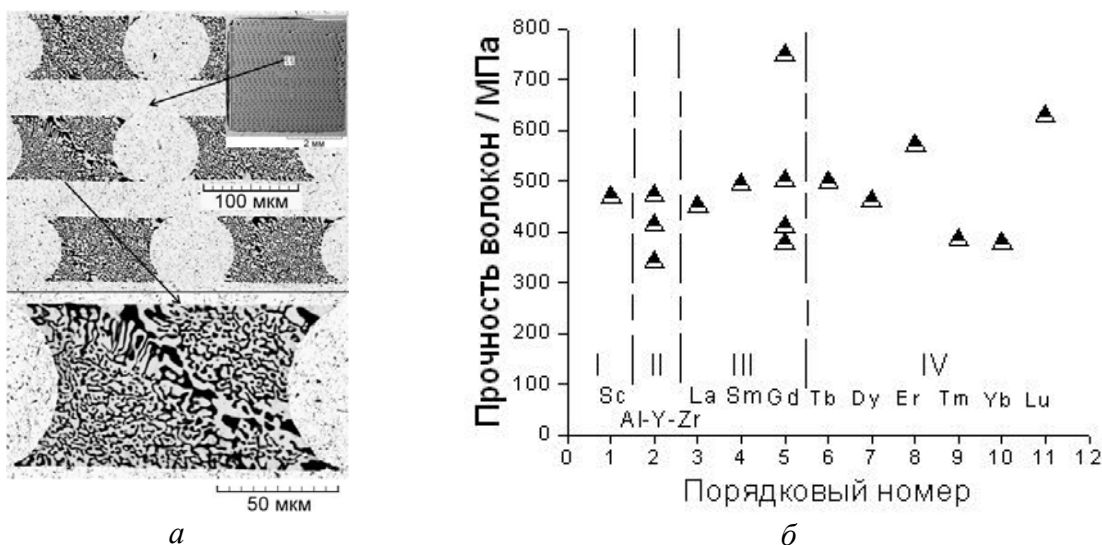


Рис. 1. а – поперечное сечение образца  $(Er_3Al_5O_{12}-Al_2O_3)/Mo$ : на врезке – полное сечение, участок сечения с несколькими волокнами в молибденовой матрице и – наиболее крупно – сечение отдельного волокна, где  $Al_2O_3$  – черного цвета; б – зависимость прочности волокон от состава (подробности в тексте)

В результате кристаллизации волокон из расплавов смесей оксидов формировались структуры, типичный пример из которых показан на рис. 1а. Полученные композитные образцы оксидные волокна – молибденовая матрица с однонаправленной структурой в форме прямоугольных стержней испытывались на изгиб в вакуумной камере с определением их прочности  $\sigma_c$ . Аналогичным образом были проведены также испытания образца без волокон, и определена прочность молибденовой матрицы  $\sigma_m = 60$  МПа. Прочность волокон  $\sigma_f$  вычислялась с использованием правила смесей  $\sigma_c = \sigma_f \cdot v_f + \sigma_m \cdot (1 - v_f)$ , где объемная доля волокон  $v_f = 0.33$ . Значения прочности волокон приведены на графике рис. 1б, где по оси абсцисс представлены в порядке возрастания атомных номеров элементы, входящие в состав оксидных соединений; элементы разделены на группы: I –  $Sc_2O_3 - Al_2O_3$ , II –  $Al_2O_3 - Y_3Al_5O_{12} - ZrO_2$ , III –  $ReAlO_3 - Al_2O_3$ , IV –  $Re_3Al_5O_{12} - Al_2O_3$ . Видна тенденция к некоторому возрастанию прочности волокон с ростом номеров атомных элементов.

Автор выражает благодарность В.Н. Курлову за помощь в подготовке образцов.

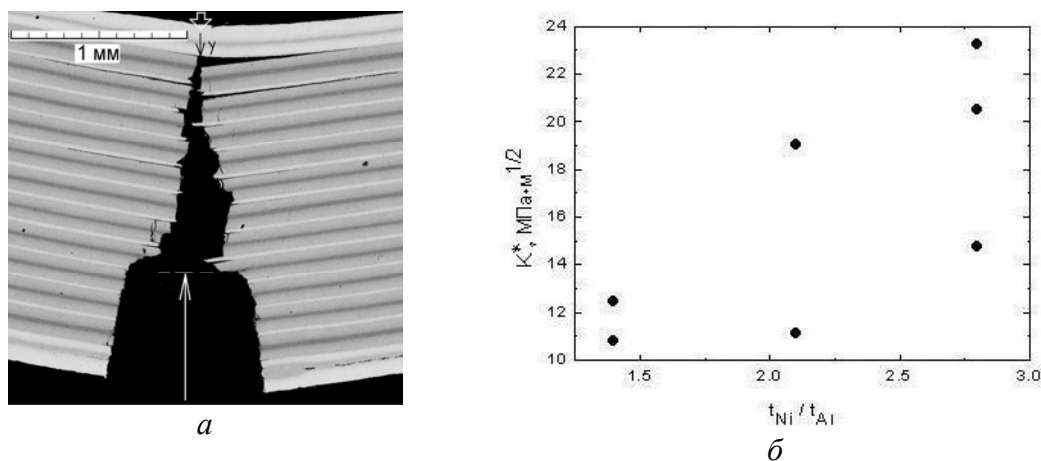
1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов, 1991, 5, 898-908.

## ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ Ni–Al КОМПОЗИТОВ

Кийко В.М., Коржов В.П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Структура композитов представляет собой чередование высокопрочных хрупких интерметаллидных слоев системы Ni–Al и достаточно пластичных слоев твердого раствора алюминия в никеле, что призвано обеспечить им приемлемые механические характеристики, включая трещиностойкость. Оценка трещиностойкости материалов с различным исходным составом и изготовленных в разных режимах проводилась при комнатной температуре двумя методиками: вычислением критического коэффициента интенсивности напряжений  $K^*$  [1] по предельной нагрузке при испытании образцов с надрезом на изгиб и вычислением эффективной поверхностной энергии  $g$  по величине работы разрушения  $W$ .



**Рис. 1.** *a* – пример продольного сечения испытанного образца перпендикулярно слоям образца (наиболее светлые слои – твердый раствор алюминия в никеле, более темные – интерметаллиды системы Ni–Al); белая стрелка снизу указывает величину исходного надреза; прозрачная стрелка сверху – направление приложения нагрузки вдоль оси  $y$ ; *б* – пример зависимости величины  $K^*$  от исходного отношения содержаний Ni и Al в заготовке

На рис. 1*a* показан шлиф сечения одного из образцов после испытаний в зоне макротрещины: расслоения по границам раздела слоев, пластическая деформация слоев твердого раствора алюминия в никеле, множественное растрескивание слоев интерметаллидов обеспечивают трещиностойкость материала. Пример результатов испытаний образцов композитных материалов с надрезом представлен на рис. 1*б*.

Значение  $W$  определялось численно как  $W = \int_y P(y)dy$ , где  $P$  – нагрузка на образец,

$y$  – перемещение точки приложения нагрузки к образцу в процессе испытания, а  $g = W/2F$ , где  $F$  – площадь поперечного сечения образца. Эксперименты показали, что  $g$  различных образцов составляет порядка  $10^3$  Дж/м<sup>2</sup>.

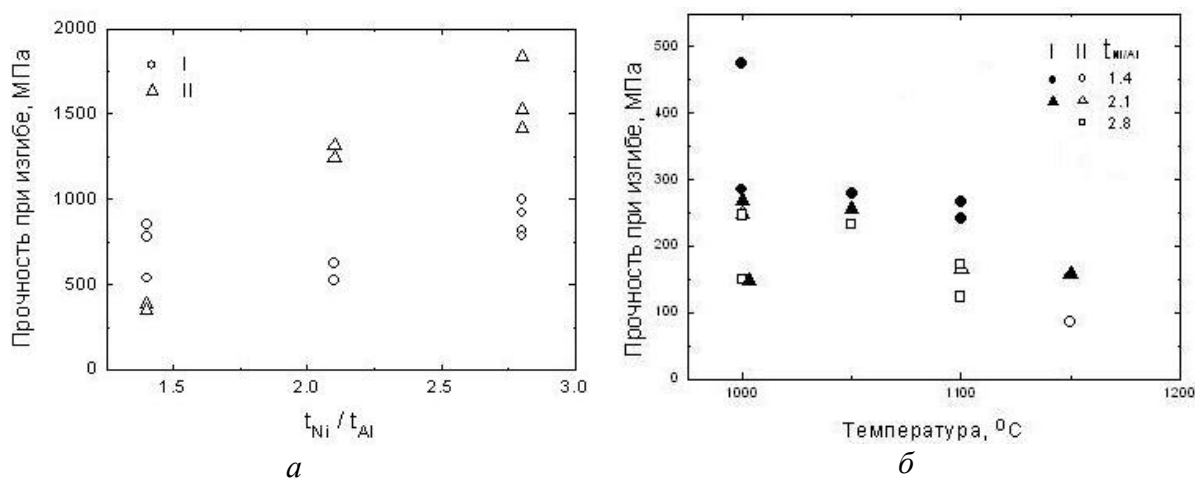
1. Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials. Annual book of ASTM standards. E399-90, 03. 01. 1997.

# ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ Ni–Al КОМПОЗИТОВ ПРИ КОМНАТНОЙ И ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Кийко В.М., Коржов В.П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Композиты изготавливаются диффузионной сваркой пакетов, составленных из чередующихся листов фольги никеля и алюминия заданной толщины [1], в результате чего формируется структура [2], состоящая из слоев твердого раствора алюминия в никеле и слоев интерметаллидов. Основное назначение интерметаллидов – обеспечить достаточную прочность материала, а твердого раствора – трещиностойкость.



**Рис.1.** Зависимости прочности образцов, изготовленных в режимах I [(550°C – 1 ч – 15 МПа)+(1100°C – 1 ч – 20 МПа)] и II [I плюс охлаждение, плюс (1150°C – 1 ч – 20 МПа)]: *a* – при комнатной температуре – от отношения исходных толщин листов фольги никеля и алюминия  $t_{Ni}/t_{Al}$ , *б* – от температуры с различным отношением  $t_{Ni}/t_{Al}$

Образцы в форме стержней прямоугольного сечения испытывались в условиях «трехточечного изгиба». Учитывая анизотропию материала, нагрузка прикладывалась как перпендикулярно слоям структуры, так и параллельно: значения прочности, в общем, во втором случае оказывались ниже при прочих равных условиях. На рис. 1 показаны результаты испытаний образцов с приложением нагрузок перпендикулярно слоям при разных температурах; образцы изготовлены с различными исходными отношениями толщин листов фольги никеля и алюминия и в различных режимах (I и II). Прочность образцов, определяемая, в основном, как можно предположить, наличием интерметаллидных фаз, высока при комнатной температуре и приемлема вплоть до 1150°C и зависит от исходного состава  $t_{Ni}/t_{Al}$ .

1. Коржов В.П., Кийко В.М. Структура и механические свойства слоистых композитов Ni/Al с упрочнением интерметаллидами. Деформация и разрушение материалов, №6, 2015, стр. 6-11.
2. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник. Москва. Машиностроение. 1996. Т.1. С. 183-185.



# МОДЕЛИРОВАНИЕ КОЭФФИЦИЕНТОВ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ

Метлов Л.С.<sup>1,2</sup>, Мышляев М.М.<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>ГУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина»

Донецк, [lsmet@fti.dn.ua](mailto:lsmet@fti.dn.ua)

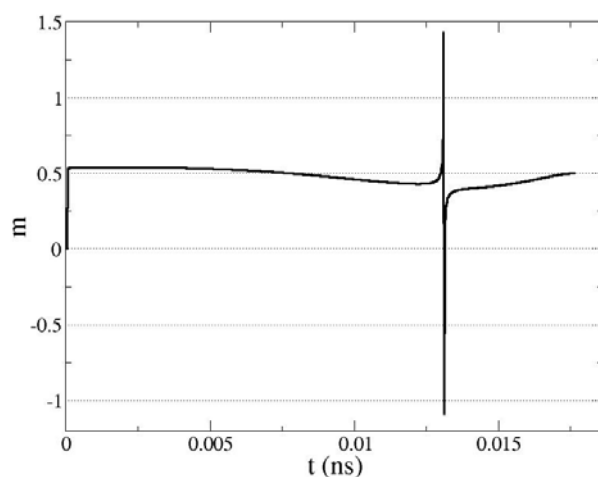
<sup>2</sup>Донецкий национальный университет, Донецк

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

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

Ранее авторами в рамках настоящей конференции (2012 г.) было заявлено моделирование в рамках неравновесной эволюционной термодинамики (НЭТ) [1] некоторых эффективных (суррогатных) коэффициентов скоростной чувствительности  $m_{sur}$  и деформационного упрочнения  $n_{sur}$  в контексте определения критериев сверхпластичности [2]. Необходимость прибегнуть к эффективным коэффициентам возникла в связи с тем, что в физической теории НЭТ учитывается только упругая деформация материала, как активная термодинамическая составляющая, стимулирующая генерацию дефектов, а неупругая составляющая не учитывается. Поэтому на этой стадии теорию НЭТ нельзя отнести к методам математической физики, и можно применять только для моделирования кинетики дефектов, и тех закономерностей, которые зависят только от них, например, законы упрочнения [3]. В то же время в определение коэффициентов скоростной чувствительности  $m$  и деформационного упрочнения  $n$  входит именно полная, то есть, фактически пластическая, часть деформации.

В то же время, учет известных эмпирических закономерностей, связывающих необратимую часть деформации с параметрами НЭТ (реологические соотношения), позволяют оценить и моделировать также истинные коэффициенты  $m$  и  $n$ . На рисунке приведены



расчеты, осуществленные в рамках такого «комбинированного» подхода для коэффициента скоростной чувствительности при 100-процентном участии в осуществлении пластической деформации проскальзывания по границам зерен. Как видим, в этом случае коэффициент  $m$  достигает значения 0.5, что свидетельствует о высокой способности материала с данными параметрами к сверхпластической деформации, как известно критерием сверхпластической деформации является значение  $m < 0.35 \div 0.4$ . Участие в пластической деформации и внутризеренного скольжения приводит к снижению

значения коэффициента  $m$ , и при высокой доле внутризеренного скольжения, и соответственно, при снижении доли проскальзывания по границам зерен, свойство сверхпластичности исчезает.

Аналогичные оценки можно осуществить и для коэффициента  $n$ .

1. Metlov L.S. // Phys. Rev. Lett. – 2012. – V. 106. – P. 165506(4).
2. Метлов Л.С., Мышляев М.М. 7-я межд. конф. «Фазовые превращения и прочность кристаллов», Черноголовка, 30 октября – 2 ноября, 2012г. С. 105.
3. Metlov L.S. // Phys. Rev. E. – 2014. – V. 90. – P. 022124(8).

## МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИВЫХ УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Метлов Л.С.<sup>1,2</sup>, Глезер А.М.<sup>3</sup>, Шалимова А.В.<sup>3</sup>, Сундеев Р.В.<sup>3</sup>

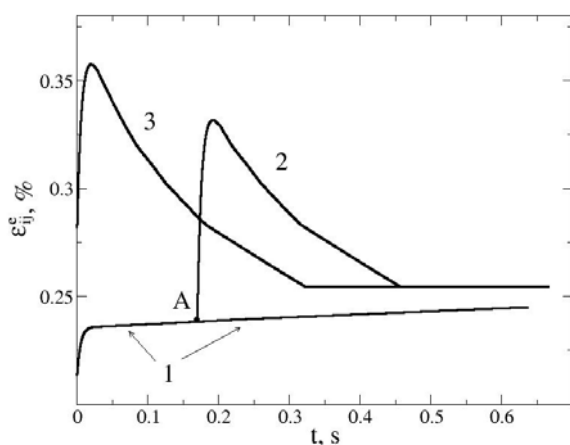
<sup>1</sup>ГУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина»  
Донецк, [lsmet@fti.dn.ua](mailto:lsmet@fti.dn.ua)

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

<sup>3</sup>ФГУП ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Москва

Сплав  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  широко исследуется в настоящее время в связи с его уникальными свойствами и практическими перспективами [1]. В связи с этим представляет интерес развить адекватные теоретические методы моделирования процессов, протекающих при мегапластических деформациях (МПД) в этом сплаве, например, в рамках неравновесной эволюционной термодинамики (НЭТ) [2]. Ранее, однако, метод НЭТ не применялся для моделирования МПД аморфных сплавов, а только для поликристаллических материалов. Здесь же делается такая попытка.

Решение задачи разбивается на два этапа. На первом этапе моделируется начальная стадия формирования аморфной фазы под действием МПД. На втором этапе моделируется эволюция композитной модели, состоящей из аморфной и кристаллической компоненты. Авторами экспериментально наблюдался рост аморфной фазы на границах зерен (ГЗ). Поэтому эту стадию можно моделировать в рамках НЭТ, приняв в качестве основной независимой переменной энергию ГЗ, ранее в качестве основной независимой переменной принималась плотность ГЗ [2]. В этом случае, энергия ГЗ в грубом приближении будет пропорциональна толщине ГЗ, что соответствует экспериментальным наблюдениям.



Результат моделирования представлен на рисунке (кривая 1). По вертикали отложена упругая деформация, пропорциональная пределу пластического течения, по горизонтали – время, пропорциональное числу оборотов в камере Бриджмена. Кривая демонстрирует относительно слабое упрочнение кристаллической фазы в процессе МПД.

В точке *A* образуется «бесконечный кластер», границы зерен сливаются, и их уже следует описывать как единую аморфную фазу. С этого момента необходимо учитывать вклад аморфной фазы, как отдельной компоненты (кривая 2). Из рисунка видно, что упрочнение материала резко возрастает, по сравнению с предыдущей стадией. Кривая 2 достигает максимума, после которого начинают преобладать деструктивные процессы, приводящие к ослаблению «композита». Для сравнения приведена кривая 3 для материала, который с самого начала целиком находился в аморфной фазе. Мы видим, что кривые 2 и 3 подобны между собой, но кривая 3 за счет вклада кристаллической компоненты немного меньше по «амплитуде», и запаздывает во времени.

Таким образом, первые расчеты показывают, что подход НЭТ является перспективным для моделирования достаточно сложных процессов, наблюдаемых в аморфных сплавах  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  при МПД.

1. R.V. Sundeev, A.M. Glezer, A.V. Shalimova // Materials letters. – 2014. – V. 133. – P. 32-34.
2. Metlov L.S. // Phys. Rev. E. – 2014. – V. 90. – P. 022124(8).

# ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА УРОВЕНЬ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ И СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Ливанова Н.О., Ливанова О.В., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,  
Москва, Россия,  
[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Известно, что для повышения твердости обода железнодорожного колеса используются стали с повышенным содержанием углерода и легирующих элементов [1]. Однако при закалке обода колеса повышенное содержание углерода и легирующих элементов в стали может привести к повышению уровня остаточных микронапряжений, особенно в случае образования продуктов сдвигового характера превращения и вызывать склонность к замедленному хрупкому разрушению [2].

В данной работе оценивали уровень остаточных микронапряжений в колесах из стали разного химического состава. Распределение остаточных микронапряжений по толщине обода колеса исследовали рентгеноструктурным методом.

Из полученных результатов следует, что в колесах с повышенной твердостью обода из стали с более высоким содержанием углерода уровень остаточных микронапряжений в большей степени зависит от типа структуры, а не от содержания углерода. Причем уровень этих напряжений для колесной стали с повышенным содержанием углерода со структурой перлита ниже, чем для легированной колесной стали с более низким содержанием углерода, но отличающейся по структурному состоянию.

В лабораторных условиях был проведен эксперимент, в котором сравнивали уровень остаточных микронапряжений в ободьях реальных колес с остаточными микронапряжениями в закаленной на мартенсит стали. В результате было установлено, что уровень локальных микронапряжений в реальных колесах значительно ниже, чем в закаленной стали, склонной к замедленному разрушению.

Также исследования показали, что уровень микроискажений кристаллической решетки  $\Delta a/a$  (остаточных микронапряжений 2-го рода) и локальных концентраций микронапряжений практически не изменяется по глубине обода колес с различным содержанием углерода.

На основании испытаний на замедленное разрушение и рентгеновских исследований установлено, что уровень остаточных микронапряжений в перлитной колесной стали практически не зависит от содержания углерода и значительно ниже остаточных микронапряжений, способных вызвать замедленное хрупкое разрушение колесной стали.

1. Маркин В. С., Шишов А. А., Сухов А. В., Филиппов Г. А. Освоение производства новых видов цельнокатаных колес для железнодорожного транспорта. Сталь. 2007. №9. С. 79-83.
2. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения. Минеральные воды. «Полиграфпром». 2013. 455 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУКОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Шабалов И.П., Великоднев В.Я., Филиппов В.Г., Чевская О.Н.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»  
ООО «Трубные инновационные технологии»,  
Москва, Россия  
[igs12@yandex.ru](mailto:igs12@yandex.ru); [pipeintech.com](http://pipeintech.com)

Одним из перспективных конструкционных материалов являются низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС), закаливающиеся на воздухе [1]. Такие стали обладают высокими значениями прочности и ударной вязкости, но недостаточной свариваемостью. Для расширения области применения НМС были предложены [2] составы сталей с пониженным содержанием углерода (менее 0,10%), обладающие достаточно хорошей свариваемостью, сверхнизкоуглеродистые мартенситные стали (СНМС). В связи с этим, исследование склонности СНМС к замедленному разрушению, как одного из свойств, отражающего опасность возникновения холодных трещин в зоне сварного шва является актуальным.

Известно, что стали со структурой мартенсита обладают повышенной склонностью к замедленному хрупкому разрушению. Наиболее склонны к этому виду разрушения стали после закалки. Отпуск или отдых (длительное вылеживание) снижают склонность закаленной стали к замедленному разрушению. Установлено, что высокая склонность к замедленному хрупкому разрушению закаленной на мартенсит стали является следствием повышенного уровня остаточных локальных микронапряжений, возникающих в результате мартенситного превращения. Отпуск или отдых приводят к релаксации остаточных локальных микронапряжений и повышают сопротивление замедленному хрупкому разрушению [3].

Одним из способов выявления склонности к замедленному разрушению является построение скоростной зависимости разрушающего напряжения или пластичности и вязкости. В отличие от явления хладоломкости, когда понижение температуры или увеличение скорости деформации приводят к переходу стали в хрупкое состояние, замедленное разрушение выявляется при низких скоростях деформации, при которых в процессе нагружения успевает происходить зарождение и распространение стабильной трещины замедленного разрушения.

В связи с этим, для оценки склонности СНМС к замедленному разрушению проводили испытания на воздухе с разными скоростями деформации. Установлено, что понижение скорости нагружения от 0,2 до 0,005 см/мин не приводит к изменению характеристик сопротивления деформации и разрушению, что свидетельствует об отсутствии склонности исследованных сталей к замедленному разрушению и возможности применения СНМС для сварных конструкций.

- 1.Клейнер Л.М., Шацов А.А. «Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса». ПГТУ. Пермь. 2008. 302 с.
- 2.Чевская О.Н., Антонов М.В., Кичкина А.А., Филиппов В.Г., Шабалов И.П. «Влияние режимов горячей деформации на структуру и свойства низкоуглеродистой мартенситной стали». Проблемы черной металлургии и материаловедения 2014. №4. с. 58-64.
- 3.Мишин В.М., Филиппов Г.А. «Физика замедленного разрушения сталей». Минеральные воды: «Полиграфпром». с. 455.

## ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЙ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ТРИП-СТАЛИ 23X15H5CM3Г НА СТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА

Буржанов А.А., Алексеева Л.Е., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИЧЕРМЕТ им.И.П.Бардина», г. Москва, Россия  
[lab@bk.ru](mailto:lab@bk.ru)

В авиационной технике используется трип-сталь 23X15H5CM3Г, она обладает более высокой стойкостью против усталостного разрушения по сравнению с конструкционными сталями. После закалки трип-сталь имеет структуру метастабильного аустенита и в процессе холодной деформации претерпевает  $\gamma \rightarrow \alpha$  мартенситное превращение, что приводит к упрочнению сталей при сохранении высокой пластичности.

В настоящей работе исследовано влияние колебаний химического состава трип-стали на микроструктуру и предельную горячую пластичность. Исследуемые стали 2-х плавков подвергались технологическим обработкам в одинаковых условиях, различие сталей заключалось в содержании легирующих элементов.

Содержание легирующих элементов в стали №2 было выше, чем в стали №1: для Si на 0,15%; Cr на 0,38%; Ni на 0,19%; Al на 0,013%; Ti больше на 0,006 %; N<sub>2</sub> больше на 0,016%, при содержании C в стали №1 0,22% и в стали №2 0,23%.

Размер зерна аустенита после термообработки ( $T = 1100^\circ\text{C}$ ) в стали плавки №1 равен  $D = 36\text{мк}$ , а в стали плавки №2  $D = 24\text{мк}$ .

Определение предельной пластичности в условиях горячей пластической деформации проводили на комплексе физического моделирования «GLEEBLE 3500».

По результатам исследования плавки существенно различаются между собой по дисперсности структуры, что определяет разные значения напряжения течения, так для плавки №2 при температурах от 900 до 1250 °C оно выше на 25–10 Н/мм<sup>2</sup>.

Из определения значений предельной пластичности обеих плавков установлено, что плавка №2 показывает больший диапазон допустимых деформаций до образования трещин, а у плавки №1 наблюдается некоторая потеря пластичности при нагреве выше 1200°C.

По результатам рентгеновского исследования, фазовый состав горячекатаного подката плавки №1:  $\gamma$ -фаза (76,7–78%), обнаружен  $\epsilon$ -мартенсит (11,3–8%), следы  $\alpha$ -мартенсита охлаждения (2–3%), а также карбиды ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ).

Горячекатаный подкат плавки №2  $\gamma$ -фаза (88,0%),  $\epsilon$ -мартенсита (10%), следы  $\alpha$ -мартенсита охлаждения (2%), карбиды не обнаружены.

Для определения склонности стали к фазовому превращению ( $\gamma$ -фазы в ферромагнитную  $\alpha$ -фазу) образцы обеих плавков выдерживали в жидком азоте. После обработки жидким азотом намагниченность образцов составляет 609 Гс (плавка №2) и 2561 Гс (плавка №1), когда начальная (до обработки жидким азотом) намагниченность насыщения образцов литых проб составила: 310 Гс (плавка №1) и 398 Гс (плавка №2).

При сравнении полученных механических свойств данных плавков временное сопротивление  $\sigma_b$  плавки №1 оказалось выше на 167 Н/мм<sup>2</sup>, однако значения относительного удлинения  $\delta$  плавки №1 на 19% ниже значений плавки №2.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют, что для данной марки стали незначительное колебание химического состава, приводит к изменениям механических свойств, что в свою очередь отражается на технологичности металла во время производства и его итоговых свойствах в готовой холоднокатаной ленте.

## УПРАВЛЕНИЕ ЧЕРЕЗ СТРУКТУРУ КАТАЛИТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Викарчук А.А.<sup>1</sup>, Грызунова Н.Н.<sup>1</sup>, Романов А.Е.<sup>1,2,3</sup>.

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
[fti@tltsu.ru](mailto:fti@tltsu.ru), [gryzunova.natalja@yandex.ru](mailto:gryzunova.natalja@yandex.ru)

<sup>2</sup>Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

<sup>3</sup>Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия,  
[aer@mail.ioffe.ru](mailto:aer@mail.ioffe.ru)

Каталитически активные металлы, обладающие развитой поверхностью и особыми физико-химическими характеристиками широко используются в качестве катализаторов в газоперерабатывающей, нефтехимической, химической промышленности и экологии. Считается, что каталитическая активность металлических материалов, в основном, определяется их удельной поверхностью. Однако в последнее время появились экспериментальные факты, которые подтверждают другую концепцию, ее суть: каталитическая активность металлических материалов определяется не только их удельной поверхностью, но сильно зависит от внутреннего строения материала и особенностей морфологии его поверхности. На проверку идей и положений, лежащих в основе этой концепции и направлена данная работа.

В работе для выращивания дефектных кристаллов использовали оригинальный метод электроосаждения меди с одновременной механоактивацией растущих кристаллов абразивными частицами, движущимися в электролите. Развитую поверхность кристаллов получали в виде ступеней и террас из каталитически активных кристаллографических плоскостей  $\{111\}$  и  $\{110\}$  (рис. 1).

Варьируя условия электролиза, состав электролита и количество частиц активатора в нем выращивали два типа кристаллов: обладающие двойниковой субструктурой и развитой микроступенчатой поверхностью (рис. 1а) и пентагональные пирамиды (рис. 1б), содержащие частичные дисклинации и имеющие слоистую поверхность, обладающие высокой реакционной способностью.

В работе предложен механизм формирования в процессе электрокристаллизации двойников ростового происхождения, рассмотрен процесс роста пентагональных пирамид, содержащих дисклинации и имеющих специфическую поверхность, выданы рекомендации по использованию таких материалов в качестве катализаторов, предназначенных для очистки газов и сточных вод от токсических примесей.

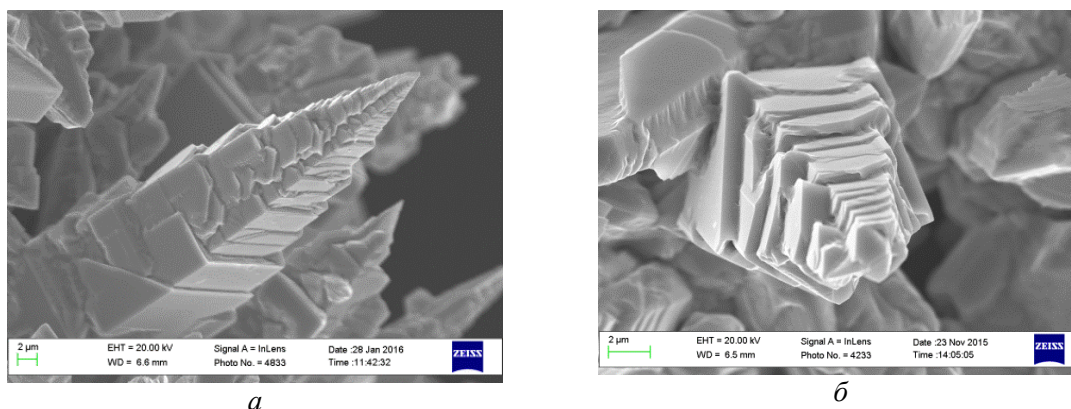


Рис. 1. Дефектные кристаллы меди, выросшие в процессе электрокристаллизации металла с механоактивацией.

## ПРЕДЕЛЬНЫЕ ОЦЕНКИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ

Полянский В.А.<sup>1</sup>, Полянский А.М.<sup>2</sup>, Яковлев Ю.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2</sup>*ООО «НПК Электронные и Пучковые Технологии», Санкт-Петербург, Россия*

Современные теории связывают основные механические характеристики материалов (модули упругости, предел текучести, предел прочности, пластичность и трещиностойкость) с различными микромеханизмами локальной деформации. Главным из этих механизмов является по сути – вакансионный. С ним связано зарождение, движение и аннигиляция дислокаций и дисклинаций, разориентация и изменение структуры кристаллической решетки, микропластичность. Эти явления лежат в основе моделей пластичности и упрочнения как обычных, так и наноструктурных материалов.

С одной стороны, эти модели позволяют объяснить практически любые изменения кристаллической структуры и механических характеристик, с другой стороны, решение прямой задачи – прогнозирования механических характеристик материалов – имеет большую неопределенность. Величина неопределенности может достигать нескольких раз, так как отдельные вакансии и их агломерации в виде дислокаций имеют размеры, сопоставимые с межатомными расстояниями в твердом теле и непосредственное измерение плотности таких дефектов невозможно для большинства материалов, применяемых на практике.

В докладе проведены результаты исследования адекватности нового подхода к оценке механических характеристик материалов, вплоть до разрушения. Описание основано на оценке зависимости энергии межатомного взаимодействия от расстояния, как внутри кристаллической решетки, так и на поверхности структурных элементов. Приводятся сопоставления полученных оценок с экспериментальными данными для широкого круга металлов.

На основании предлагаемых авторами методов оценки межатомного взаимодействия при механической деформации материалов получены формулы для оценки изменения предела текучести и предельной прочности как обычных, так и наноструктурных материалов.

Анализ экспериментальных данных показывает, что для большинства механических характеристик некоторых металлов, наблюдается значительный разброс их значений. Так в одном и том же диапазоне размеров зерна зависимость Холла-Петча для меди может иметь значения параметров, которые отличаются в несколько раз. Для алюминия практически отсутствует линейный участок на диаграмме напряжения–деформации. Предлагаемый подход позволяет выявить материалы, обладающие аномальными свойствами на основании использования основных физических и механических характеристик, измеряемых экспериментально с высокой точностью.

Таким образом, на основании анализа экспериментальных данных подтверждаются основные гипотезы о механизмах влияния межатомного взаимодействия и коллективных эффектов на упругость и пластичность материалов. Вместе с тем, имеются отдельные исключения, которые позволяют говорить об особом механизме деформации целого ряда металлов.

*Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-3886.2015.1 и грантов РФФИ № 15-08-03112 и №14-08-00646.*

## КРИТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЛЕДОВ В КРЕМНИИ

Орлов В.И.<sup>1,2</sup>, Ярыкин Н.А.<sup>2</sup>, Якимов Н.А.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,  
orlov@issp.ac.ru*

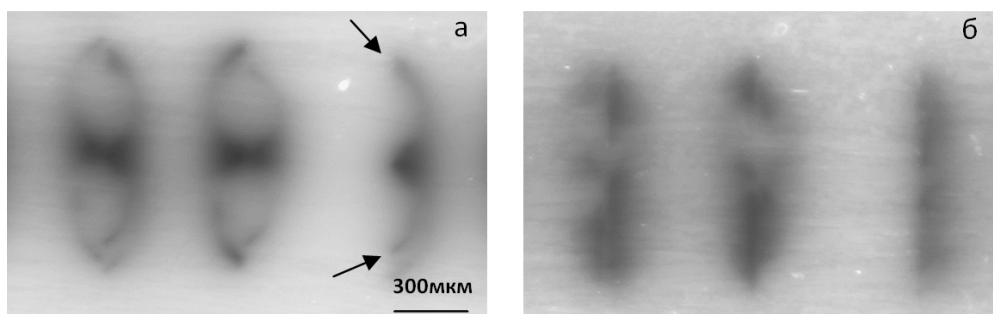
<sup>2</sup> *Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия*

<sup>3</sup> *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*

В докладе будет представлен небольшой исторический обзор проблем, связанных с образованием дефектов в результате скольжения дислокаций в полупроводниках - так называемых дислокационных следов, природа и даже условия образования, которых до сих пор не выяснены. Интерес к этим исследованиям вызван тем, что в последние годы для изготовления солнечных элементов широко используется поликристаллический кремний, где дислокации и связанные с ним дефекты являются основными причинами низкого КПД.

В работе использовались методы тока, наведенного электронным пучком (ЕВІС) и лазерным излучением (LВІС). Существенное отличие методов заключается в разной форме и размере областей, в которых генерируются электрон-дырочные пары. В случае LВІС глубина проникновения света может варьироваться в широких пределах путем изменения длины волны света и достигать десятков и сотен микрометров. Именно большая глубина проникновения света позволила получить в данной работе квази-3D LВІС изображения дефектов в плоскости скольжения.

Анализ ЕВІС и LВІС изображений индивидуальных дислокационных полупетель позволил сделать вывод о том, что рекомбинационно-активные дефекты (дислокационные следы) всегда формируются только за одним из трех сегментов дислокационной полупетли. Эксперименты, проведенные с использованием образцов кремния различной кристаллографической ориентации и деформированных в различных условиях, показывают, что дислокационные следы формируются только 60° сегментом дислокационной полупетли у которого, лидирующей является 90° частичная дислокация. Смена лидирующей частичной дислокации, за счет изменения направления движения дислокации подтверждает это утверждение (рис.1).



**Рис. 1.** LВІС изображение дислокационных петель, полученных при расширении (а) и после их обратного движения (б). Плоскость наблюдения (100), стрелками указаны места выхода дислокаций на поверхность наблюдения.

В работе обсуждается природа образования дислокационных следов скольжения и выдвигается несколько возможных механизмов их образования.



## ВЛИЯНИЕ МОДЕЛЬНОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЫ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА МАРКИ VT1-0

Ерубаев Е.А., Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Кузьменко И.Н., Манохин С.С.

НИУ БелГУ, Белгород, Россия  
[erubaev.e@mail.ru](mailto:erubaev.e@mail.ru)

На данный момент влияние биологической жидкости на усталостную прочность НС технический чистого титана исследовано недостаточно [1]. В настоящей работе проведено исследование влияния модельной биологической жидкости на циклическую прочность наноструктурированного технически чистого титана VT1-0 (при деформации изгибом) и изучено ее воздействие на микроструктуру приповерхностных слоев титана.

Для исследований использовался наноструктурированный (НС) титан VT1-0 полученные двумя способами: поперечно-винтовой прокаткой (состояние – 1) [2] и продольной прокаткой со средним размером зерен  $235 \pm 15$  нм (состояние – 2).

Испытания на усталость проводили на электродинамической испытательной машине фирмы «Instron» модели «Electropuls 3000», на образцах состояния №1. Для исследования микроструктуры приповерхностных слоев на просвечивающий электронной микроскопии (ПЭМ) изготавливались фольги из материала состояния №2. Подготовленные фольги перед исследованием структуры выдерживались в SBF (Simulated body fluid, пер. в модельной биологической жидкости) в течение 31 суток при температуре  $50^\circ\text{C}$ .

Поверхность образцов была исследована с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Quanta Nova NanoSEM 450.

В результате выдержки в SBF на поверхности материала состояния №2 образовывались крупные частицы и пленка, в составе которой содержится кальций и фосфор. Спектр энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа показал, что в химическом составе поверхностного слоя, после выдержки в жидкости, присутствует большая концентрация кальция и фосфора.

Максимальное приложенное напряжение при усталостных испытаниях, на воздухе при котором образец не разрушился составляет  $\sigma_R = 965$  МПа (погрешность  $\pm 25$  МПа), в SBF оно составляет  $\sigma_R = 936$  МПа (погрешность  $\pm 25$  МПа). Отличие предела выносливости на воздухе и в SBF составляет  $\sim 4\%$ , что соизмеримо с погрешностью эксперимента.

Показано, что выдержка тонких фольг в физиологическом растворе (длительностью порядка месяца) не влияет на деградацию структуры НС VT1-0, не оказывает коррозионного воздействия, но способствует не существенному понижению предела выносливости. На основании экспериментальных результатов можно утверждать, что даже предварительная выдержка НС титана в SBF под напряжением 400 МПа при 50 С в течение 21 суток практически не снижает циклическую прочность титана НС VT1-0.

*Работа проводилась в рамках государственного задания вузам № 2014/420-330 Минобрнауки РФ (в части изучения процессов микропластической деформации титана марки VT1-0), а также РФФИ № 16-32-00175 мол\_а (в части исследования термомеханической стабильности микроструктуры методами ПЭМ).*

1. Иванов М.Б., Ерубаев Е.А., Кузьменко И.Н., Колобов Ю.Р. Влияние биологической среды на циклическую прочность наноструктурированного технически чистого титана VT1-0 // БелГУ. Научные ведомости. Математика. Физика. – 2013. – №26. 169. – №. 33.
2. Иванов М.Б., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Кузьменко И.Н., Вейнов В.П., Нечаенко Д.А., Кунгурцев Е.С // Российские нанотехнологии. – 2011. –Т. 6. – № 5-6. – С. 72-78

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ, РЕШЕТОЧНОГО И ПРИМЕСНОГО ТРЕНИЯ НА ДИНАМИКУ РАСШИРЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЕТЛИ В ГЦК-МЕТАЛЛАХ

Шмидт А.А.<sup>1</sup>, Воробьева О.И.<sup>1</sup>, Колупаева С.Н.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский Томский государственный университет,  
Томск, Россия*

<sup>2</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия*

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,  
Томск, Россия  
[ksn58@yandex.ru](mailto:ksn58@yandex.ru)*

Одним из наиболее распространенных явлений пластического формоизменения кристаллических тел является кристаллографическое скольжение. Для изучения динамики кристаллографического скольжения наряду с экспериментальными методами широко используется имитационное и математическое моделирование [1]. В настоящей работе с использованием математической модели [2] проведено исследование зависимости плотности дислокаций, решеточного и примесного трения на динамику расширения дислокационной петли в меди, никеле, алюминии и свинце. Расчеты проведены при значениях параметров математической модели [2], характерных при комнатной температуре.

Показано, что длина пробега первой испущенной дислокационным источником дислокационной петли нелинейно уменьшается при увеличении плотности дислокаций в материале и имеет слабо выраженный линейно убывающий характер при увеличении значения решеточного и примесного трения. При уменьшении плотности дислокаций на один порядок с  $10^{12} \text{ м}^{-2}$  до  $10^{11} \text{ м}^{-2}$  длина пробега первой дислокационной петли увеличивается в никеле практически в 16 раз, в меди практически в 13 раз, в алюминии более чем в 11 раз и практически на порядок в свинце. При уменьшении решеточного и примесного трения с 2 МПа до 0,1 МПа длина пробега первой дислокационной петли также увеличивается, но не столь заметно – примерно на 10% в свинце и алюминии, 14% в меди и 18% в никеле.

Установлено, что максимальная скорость первой дислокационной петли при уменьшении плотности дислокаций с  $10^{12} \text{ м}^{-2}$  до  $10^{11} \text{ м}^{-2}$  увеличивается примерно на 5% в свинце, 20% в алюминии, примерно в 1,5 раза в меди и более чем в 2 раза в никеле. По абсолютной величине максимальная скорость увеличивается в алюминии более чем на 200 м/с, в меди и никеле на 90-100 м/с, в свинце – примерно на 10 м/с. Таким образом, в свинце наблюдается слабая зависимость максимальной скорости от плотности дислокаций в материале. При уменьшении решеточного и примесного трения с 2 МПа до 0,1 МПа максимальная скорость первой испущенной дислокационным источником дислокационной петли увеличивается примерно на 10% в свинце и алюминии, 17% в меди и более 25% в никеле. При этом по абсолютному значению максимальная скорость в никеле, меди и свинце увеличивается примерно на 20 м/с, а в алюминии более чем на 100 м/с.

1. Попов Л.Е., Слободской М.И., Колупаева С.Н. Моделирование элементарного скольжения в ГЦК металлах // Известия вузов. Физика. – 2006. – Т. 49. – № 1. – С. 57–69.
2. Пуспешева С.И., Колупаева С.Н., Попов Л.Е. Динамика кристаллографических скольжений в меди // Металловедение. – 2003. – № 9. – С. 14–19.

# РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ОПРЕССОВКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ОТРАСЛЕЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ

Денисов М. С.

Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых,  
Владимир, Российская Федерация  
[denisovmaxim90@mail.ru](mailto:denisovmaxim90@mail.ru)

Сжатие вещества существенно меняет расстояния между атомами и приводит к изменению его физических свойств, характера взаимодействий в кристалле и самой кристаллической структуры. Взаимосвязь этих явлений составляет предмет исследований при высоком наложении давления [1].

В работе представлены результаты исследований, в ходе которых под действием давления происходила опрессовка жидкого металла.

Влияние давления на формирование механических свойств изучено на образцах из сплава В95.

Испытания образцов на разрыв проводили на универсальной электромеханической испытательной машине с компьютерным управлением серии WDW – 100E. Все образцы имели одинаковые геометрические размеры. Кривые деформации сплава после приложения разных давлений представлены на рис.1. Самая низкая прочность у литого образца без наложения давления (Плавка 6)  $\sigma_B = 90$  МПа. При давлении 100 МПа (Плавка 5)  $\sigma_B = 193$  МПа, при давлении 200 МПа (Плавка 4)  $\sigma_B = 199$  МПа, при давлении 300 МПа (Плавка 3)  $\sigma_B = 210$  МПа, при давлении 400 МПа (Плавка 2)  $\sigma_B = 220$  МПа и при давлении 500 МПа

(Плавка 1)  $\sigma_B = 310$  МПа, где  $\sigma_B = \frac{P_{max}}{S}$ ,  $P_{max}$  – сила, действующая вдоль оси образца (кН),  $S$  – площадь поперечного сечения образца (5 мм).

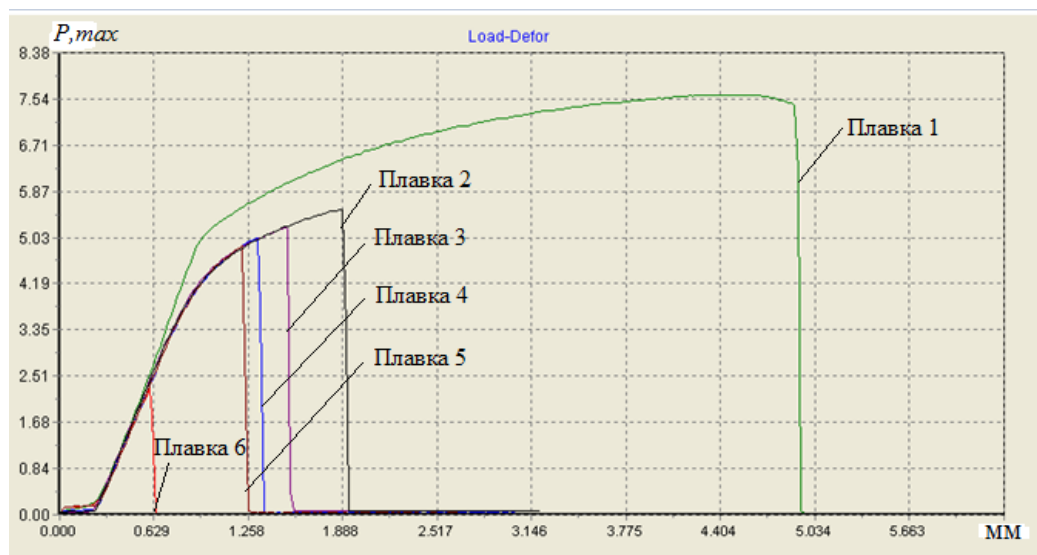


Рис.1. Кривые деформации сплава после приложения разных величин давления

Благодаря наложению достаточно высокого давления удалось добиться формирования высоких механических свойств.

Отличие данной технологии, от известных процессов литья под давлением и жидкой штамповки, заключается в том, что давление накладывается изнутри, из-под корки закристаллизовавшегося металла. Процесс построен таким образом, что изменение величины

давления обрабатывается с учетом развития процесса кристаллизации во времени и с учетом свойств сплава[2].

Наложение давления на жидкий и кристаллизующийся металл может быть использовано для формирования однородной структуры, что в свою очередь ведет к повышению физико-механических свойств[3].

1. Коростелев В.Ф. Поверхностное и объемное упрочнение сплавов. М.: 2013 г. Издательство «Новые технологии» - 208 с.: ил. ISBN 978-594694-022-1
2. Коростелев В.Ф., Хромова Л.П. Управление формированием квазикристаллической структуры и свойств сплавов специального назначения. М.: 2015 г. Издательство «Новые технологии» - 208 с.: ил. ISBN 978-5-94694-028-3
3. Денисов М.С. Исследование процессов сжимаемости алюминиевых сплавов в процессе наложения давления на кристаллизующийся металл // “Машины, Технологии, Материалы” 2014. №3. С 46 – 49.

### **ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СМАЧИВАНИЕ В ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЕ Cu–Co**

**Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Страумал А.Б., Колесникова К.И.,  
Афоникина Н.С.**

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики  
твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия  
[koololga@issp.ac.ru](mailto:koololga@issp.ac.ru)*

В последние годы внимание материаловедов привлекают исследования структуры и свойств ультрамелкозернистых металлов и сплавов с использованием различных методов интенсивной пластической деформации и процессов, происходящих на границах зерен (ГЗ).

Целью данной работы было изучение зернограничного фазового перехода смачивания в перитектической системе Cu–Co до и после кручения под высоким давлением (КВД). Эти сплавы отличаются от изученных ранее систем с эвтектическим превращением тем, что слой расплава, отделяющий зерна друг от друга, не обогащен, а обеднен вторым компонентом (в данном случае кобальтом). В литом сплаве Cu–2,2 масс.% Co (до КВД) исследовался переход от неполного смачивания ГЗ Cu/Cu расплавом, содержащим кобальт, к полному. Было показано, что с ростом температуры в интервале от  $T_{wmin} = 1088$  °C до  $T_{wmax} = 1096$  °C доля смоченных ГЗ растет.

В сплавах Cu–2,2 масс.% Co и Cu–4,9 масс.% Co, деформированных методом КВД, процесс плавления изучался с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Сплавы Cu–Co обладают положительной энтальпией смешения, и в результате КВД их твердый раствор распадается, в отличие, например, от сплавов Cu–In, обладающих отрицательной энтальпией смешения, у которых твердый раствор не распадается. Положение ДСК-пиков показало, что плавление ультрамелкозернистых образцов сплавов Cu–Co начинается на 10–20 °C ниже линии объемного солидуса, по сравнению с образцами до КВД. Тепловые эффекты плавления ниже линии объемного солидуса можно объяснить предплавлением ГЗ. На объемной фазовой диаграмме Cu–Co была проведена линия зернограничного солидуса.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 14-08-00972).*

## ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ Ni–Cr–Fe СПЛАВОВ

Семенов М.Ю., Дин Кай Цзянь

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия  
[szigona.podzhogin@gmail.com](mailto:szigona.podzhogin@gmail.com)

Разработана математическая модель диффузионного насыщения азотом нихрома X20H80, которое проводится при температурах 900–1100 °С с образованием нитридов по механизму внутреннего азотирования [1]. Модель, описывающая диффузионное перераспределение N в твердом растворе Cr в  $\gamma$ -Ni с образованием нитридов типа CrN, основывается на выражении второго закона Фика:

$$\frac{\partial C_N}{\partial \tau} = \gamma D_N \frac{\partial^2 C_N}{\partial x^2},$$

где  $C_N$  – концентрация азота,  $D_N$  – коэффициент диффузии азота в  $\gamma$ -Ni;  $\tau$  – время;  $x$  – расстояние от поверхности. Коэффициент активности, характеризующий влияние хрома на скорость диффузии азота, определяли по формуле:  $\gamma = \exp(eC_{Cr})$ , где  $e \approx -0,10$  – параметр взаимодействия;  $C_{Cr}$  – содержание хрома в сплаве. Начальные и граничные условия формулировали известным образом. Учитывали, что при ионном азотировании время процесса допустимо отсчитывать с момента достижения установкой заданной температуры и считать концентрацию азота на поверхности постоянной. На глубине концентрация азота равна постоянно нулю. Модель реализовали на языке Object Pascal в среде Delphi.

Разработанная программа наряду с концентрационными кривыми азота рассчитывает предел текучести нихрома после азотирования: 1) после насыщения азотом, когда образовавшиеся частицы нитридов CrN достигают 20 нм в диаметре, по трем схемам: когерентной (по модели Мотта-Набарро), по схеме среза (Келли-Николсона), по модели Орована-Эшли (огибания дислокаций); 2) после азотирования и отжига, вызывающего распад CrN и Cr<sub>2</sub>N, а упрочнение происходит по твердорастворной схеме за счет насыщения никеля Cr и N. Рассчитали, что при азотировании в течение 36 часов при 950 °С (азотный потенциал 75 %) нитридное упрочнение на поверхности уступает твердорастворному: пределы текучести соотносятся, как 1200 и 1050 МПа. Таким образом статическая прочность сплава после азотирования увеличивается примерно вдвое.

После азотирования также возрастает длительная прочность нихрома. Ползучесть оценивали по установившейся скорости деформации, замедление которой по двум механизмам: 1) перерезания или огибания дислокациями некогерентных частиц нитрида хрома (по методике [2]); 2) вследствие взаимодействия дислокаций с парами атомов N и Cr в твердом растворе (по методике [3, 4]). По результатам расчетов достигнуто удовлетворительное совпадение с экспериментальными результатами [1]: после азотирования расчетная скорость ползучести снизилась примерно в 2-3 раза.

1. Петрова Л.Г. Моделирование процессов внутреннего азотирования жаропрочных сталей и сплавов. Дисс. ... докт. техн. наук. М., МАДИ: 2001. 402 с.
2. Пуарье Ж.-П. Ползучесть кристаллов: Пер. с англ. М., Мир: 1988. 287 с.
3. Hara K., Endo T. Numerical approach to the IS effect in ferritic heat-resisting steels //Materials Science and Engineering: A. – 1997. – Т. 234. – С. 234-236.
4. Yoshinaga H., Morozumi S. The solute atmosphere round a moving dislocation and its dragging stress //Philosophical Magazine. – 1971. – Т. 23. – №. 186. – С. 1367-1385.

## УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ

Малашенко В.В.<sup>1,2</sup>, Малашенко Т.И.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина  
[malashenko@fti.dn.ua](mailto:malashenko@fti.dn.ua)

Ударно-волновое воздействие оказывает значительное влияние на структуру и свойства металлов и сплавов [1]. Такая деформация имеет место, в частности, при использовании пневматических ствольных установок, при воздействии на кристаллы лазерными импульсами высокой мощности, при использовании метода динамического канального углового прессования [2-5]. В ходе этих процессов скорость пластической деформации достигает значений  $10^3-10^7 \text{ с}^{-1}$ , а изменение механических свойств кристаллов определяется главным образом движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возбуждениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры

Зоны Гинье-Престона, образующиеся при искусственном или естественном старении сплавов, играют важную роль в процессе пластической деформации. При определенных условиях сила динамического торможения дислокаций зонами Гинье-Престона приобретает характер сухого трения. В работе получено аналитическое выражение вклада этих зон в величину динамического предела текучести. Численные оценки показывают, что этот вклад может составлять десятки процентов. При определенных значениях концентрации точечных дефектов и плотности подвижных дислокаций зоны Гинье-Престона могут стать причиной неоднородности пластической деформации, проявляющейся в появлении деформационных полос.

Коллективное воздействие точечных дефектов на краевую дислокацию приводит к перестройке спектра дислокационных колебаний, а именно к появлению щели в дислокационном спектре [6-9]. Изменение спектра влияет на характер динамического торможения дислокации другими дефектами, в частности зонами Гинье-Престона, в результате чего торможение этими зонами приобретает характер сухого трения. Для возникновения эффекта сухого трения необходимо выполнение двух условий: в спектре дислокационных колебаний должна возникнуть щель и скорость дислокации должна быть ниже некоторого критического значения.

Проведенный анализ показывает, что при высокоскоростной деформации зоны Гинье-Престона способны оказывать существенное влияние на процесс пластической деформации твердых растворов.

1. J. Lee, D. Veysset, J. Singer, M. Retsch, G. Saini, T. Pezeril, K. Nelson, E. Thomas // Nature Communications. 2012. N 3. 1164.
2. H. Hallberg, K. Rytberg, M. Ristinmaa // ASCE J. Eng. Mech. 2009. V. 135, N. 4, P. 345-357.
3. D. Tramontina, E. Bringa, P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Y. Tang // High Energy Density Physics. 2014. V. 10. P. 9-15.
4. E.V. Zaretsky, G.I. Kanel // J. Appl. Phys. 2013. V. 114. P. 083511.
5. Г.И. Канель, В.Е. Фортов, С.В. Разоренов // УФН. 2007. Т. 177, №8. С. 809-830.
6. В.В. Малашенко // ФТТ. 2014. Т. 56, № 8. С. 1528-1530.
7. В.В. Малашенко // ФТТ. 2015. Т. 57, № 12. С. 2388-2390.
8. В.В. Малашенко // ПЖТФ. 2012. Т. 38, № 19. С. 61-65.
9. V.V. Malashenko // Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009. V. 404, № 2. P. 3890-3892.

## ЭФФЕКТ ПОРТВЕНА ЛЕ-ШАТЕЛЬЕ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ Al–Mg–Mn СПЛАВЕ

Петрова А. Н.<sup>1,2</sup>, Изюмова А. Ю.<sup>3</sup>, Пантелеев И. А.<sup>3</sup>, Бродова И. Г.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> *Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,  
Екатеринбург,*

<sup>3</sup> *Институт механики сплошных сред УрО РАН, Россия, Пермь,  
[petrovanastya@yahoo.com](mailto:petrovanastya@yahoo.com)*

С целью установить природу и механизмы прерывистой текучести в субмикрокристаллических (СМК) Al–Mg–Mn сплавах и выяснить взаимосвязь между особенностями их мезо- и микроструктуры и механическим поведением проведены эксперименты на квазистатическое растяжение в широком диапазоне скорости деформации плоских образцов из алюминиевого сплава А5083. Для получения образцов, имеющих структуру с размером зерна 500–600 нм, применен уникальный метод динамического канально-углового прессования (ДКУП), в котором сочетается деформация простым сдвигом с воздействием ударными волнами.

В процессе статического растяжения деформацию на поверхности плоского образца регистрировали с помощью системы StrainMaster на основе метода корреляции цифровых изображений. Одновременно с этим кинетику процесса деформации исследовали с применением метода инфракрасной томографии. Температуру на поверхности образцов регистрировали инфракрасной камерой FLIR SC5000.

В результате обработки экспериментальных данных получены деформационные кривые при растяжении с разной скоростью деформации. Установлен диапазон скорости деформации СМК алюминиевого сплава А5083, в котором на диаграммах “напряжение – деформация” выявляются зубцы прерывистой текучести.

Определены пространственные параметры локализации пластической деформации в СМК сплаве при прерывистой текучести. Построены поля продольной деформации и поля температуры на поверхности образца в различные моменты времени испытания в зависимости от скорости деформации.

*Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №0120146333 при поддержке РФФИ (проект 15-02-03225).*

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА Al–Mg–Mn СПЛАВА ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ

Бродова И.Г.<sup>1</sup>, Петрова А.Н.<sup>1</sup>, Разоренов С.В.<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup> *Институт проблем химической физики РАН, Московская область, г. Черноголовка,  
[brodova@imp.ura.ru](mailto:brodova@imp.ura.ru)*

Цель работы – исследование поведения субмикрокристаллических (СМК) алюминиевых сплавов при ударно-волновом воздействии, и определение особенности структурообразования и сопротивления динамическому деформированию промышленного Al–Mg–Mn сплава (А5083) в результате динамического канально-углового прессования (ДКУП) и последующего ударно-волнового сжатия.

Подробно изучена структура образцов с размером зерна 500–600 нм, полученных при разных условиях ДКУП, определены такие характеристики структуры как соотношение малоугловых и большеугловых границ, плотность дислокаций, уровень микронапряжений, текстура, твёрдость. Динамические механические свойства и откольные явления исследованы при ударном сжатии образцов плоской алюминиевой пластиной толщиной 0.4 мм, разогнанной до скорости 620 м/с. Эксперименты по ударному сжатию показали, что характеристики упруго-пластического перехода (предел упругости Гюгонио и предел текучести) СМК алюминиевого сплава А5083, полученного ДКУП, выше, чем у крупнокристаллического аналога. Установлено, что размер зерна и тип формируемой при ДКУП СМК структуры влияет на динамические характеристики. Максимальное значение  $\sigma_{\text{нел}}$  достигается при формировании смешанной СМК структуры со средним размером кристаллитов 400 нм. Измеренные критические разрушающие напряжения при отколе  $\sigma_{\text{сп}}$  исследуемого сплава в субмикросекундном диапазоне нагрузок практически не зависят от исходной структуры материала и составляют 150 ГПа.

Для исследования эволюции СМК структуры сплава при ударном сжатии были выполнены специальные эксперименты с сохранением образцов. Для выполнения условий откольного разрушения и сохранения структуры образца после него без дополнительного деформирования последний тормозился практически до полной остановки в толстом (около 1 м) слое свежего снега, который в данных экспериментах играл роль мягкой среды с очень низким динамическим импедансом. Тонкую структуру сохранённых СМК образцов исследовали в трех сечениях – у поверхности нагружения, в области разрушения и у свободной поверхности с помощью просвечивающего электронного микроскопа. Показано, что основным упрочняющим механизмом при ударном сжатии является скольжение дислокаций. По данным ПЭМ и РСА количество дислокаций в материале увеличивается по мере приближения к поверхности разрушения и снижается на свободной поверхности образца.

*Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №0120146333 и при финансовой поддержке РФФИ (проект 15-02-03225).*

## **АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА НА НЕРАВНОВЕСНОЕ СОСТОЯНИЕ И ДИФфуЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦ ЗЕРЕН**

**Перевезенцев В.Н.**

*Институт проблем машиностроения РАН, Нижний Новгород,  
Россия, [pevn@uic.nnov.ru](mailto:pevn@uic.nnov.ru)*

Многочисленные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что взаимодействие большеугловых границ зерен с дефектами кристаллической решетки приводит к изменению их кинетических характеристик (миграционной подвижности, диффузионной проницаемости, скорости зернограничного проскальзывания). Аномально высокие диффузионные свойства границ зерен обнаружены в субмикрокристаллических (СМК) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации. Согласно современным представлениям наблюдаемое в СМК материалах ускорение диффузии и контролируемых ею деформационных процессов (таких, например, как ползучесть и сверхпластичность) является следствием формирующегося в ходе пластической деформации неравновесного состояния границ зерен, в качестве количественной характеристики которой предложено рассматривать величину избыточного относительного объема границ зерен.



В настоящей работе проведен анализ микромеханизмов, определяющих изменение величины неравновесного избыточного объема границ зерен в процессе пластической деформации. Рассмотрена кинетика изменения степени неравновесности границ зерен в процессе пластической деформации за счет: попадания в границы деформационных вакансий из объема зерна; аннигиляции дислокаций и реакций между дислокациями в границах зерен; генерации неравновесных вакансий в границах зерен при совместно протекании внутризеренного дислокационного скольжения и зернограничного проскальзывания.

Показано, что кратковременный низкотемпературный отжиг СМК материала может приводить не к уменьшению, а к увеличению степени неравновесности границ зерен. Это возможно за счет протекания процесса "растворения" расположенных вдоль стыков границ нанопор, сопровождающегося впрыском неравновесных вакансий и их последующей делокализацией в атомно-неупорядоченной структуре обычных границ зерен. Исследовано влияние предварительного низкотемпературного отжига на ползучесть субмикросталлического алюминиевого сплава 1570 полученного методом интенсивной пластической деформации. Установлено, что при увеличении времени отжига скорость ползучести увеличивается, однако, длительный отжиг в течение 4 часов приводит к тому, что она становится близкой к скорости ползучести сплава не подвергавшегося предварительному отжигу. В качестве возможной причины эффекта ускорения ползучести сплава после предварительного отжига рассматривается увеличение неравновесного избыточного объема границ зерен в результате растворения зернограничных нанопор в процессе отжига, приводящего к увеличению скорости зернограничной диффузии и скорости проскальзывания по границам зерен.

## **ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА Ti–0.2Pd**

**Лотков А.И.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>2</sup>, Гришков В.Н.<sup>1</sup>, Батурин А.А.<sup>1,3</sup>, Гирсова Н.В.<sup>1</sup>,  
Жапова Д.Ю.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН. Россия. Томск.*

<sup>2</sup>*Физико-технический институт НАН Беларуси. Беларусь. Минск.*

<sup>3</sup>*Томский политехнический университет. Россия. Томск.*

[lotkov@ispms.tsc.ru](mailto:lotkov@ispms.tsc.ru)

Технический сплав Ti–0.2Pd (Grade 7) обладает редким и важным свойством для использования изделий из него в агрессивных средах: коррозионной стойкостью как в окислительных, так и в неокислительных средах. Это связано с тем, что добавка палладия в технический титан, практически не изменяя его механические свойства, существенно смещает его электродный потенциал в положительную сторону, способствуя тем самым пассивации его поверхности. Однако механические свойства этого сплава остаются на сравнительно невысоком уровне.

В ряде работ показано, что механические свойства технического титана можно существенно увеличить измельчением его зёрненной структуры методами интенсивной пластической деформации, однако заметно увеличить коррозионные свойства не удаётся. Цель данной работы – повысить механические свойства сплава Ti–0.2Pd с помощью равноканально-углового прессования (РКУП), сохранив при этом высокие коррозионные свойства сплава.

На данном этапе работы проведено исследование измельчения исходной зёрненной структуры сплава Ti–0.2Pd после РКУП. РКУП проведено в ФТИ НАН Беларуси. Количество проходов составило четыре по маршруту 4В, угол между каналами 90<sup>0</sup>, температура прессования 648 К. Исследование микроструктуры выполнено методами металлографии,

растровой электронной микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что РКУП эффективно измельчает микроструктуру сплава Ti-0.2Pd Средний размер зёрен/субзёрен составляет ~300 нм, форма зерен близка к равноосной. На микромасштабном уровне наблюдается развитая дислокационная субструктура. Распределение Pd не является однородным – в матрице содержание Pd составляет 0,1 ат.%, однако встречаются локальные области с содержанием Pd в три-четыре раза выше, чем в матрице. Проведено сравнение с микроструктурой VT1-0 после РКУП, проведённого в идентичных условиях.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-58-00143) исследование микроструктуры VT1-0 выполнено в рамках программы Президиума РАН № 35, проект № 0367-2015-0023.*

## МЕТОД ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ОЦЕНКИ ВЕЛИЧИНЫ ЛИНЕЙНОГО НАТЯЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИИ

Прокофьев С.И.<sup>1</sup>, Йонсон Э.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup> ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,

[prokof@issp.ac.ru](mailto:prokof@issp.ac.ru)

<sup>2</sup> Center for Quantum Devices, NBI, University of Copenhagen, Denmark

<sup>3</sup> Department of Wind Energy, Risø, DTU, Roskilde, Denmark

Величина линейного натяжения дислокации, является важнейшей характеристикой, которая определяет упругое поведение дислокаций и их взаимодействие с другими дефектами, а, следовательно, механические и другие свойства кристаллических материалов. Определение линейного натяжения дислокации представляет собой непростую экспериментальную задачу. Нами предложен метод оценки линейного натяжения закрепленной на концах дислокации, использующий поперечные составляющие траекторий теплового движения связанных с ней нановключений.

Тепловое движение нановключений, связанных с закрепленной дислокацией, представляет собой хаотические осцилляции вблизи линии дислокации. Это вызвано их отталкиванием от закрепленных концов дислокации и друг от друга (если включений несколько), что обусловлено упругостью дислокации [1-3]. Ранее нами было показано [2], что средняя силовая постоянная, определяющая поперечные осцилляции включения на закрепленной дислокации определяется линейным натяжением и длиной закрепленного дислокационного сегмента, что дает возможность экспериментального определения ее линейного натяжения.

Предложенный метод реализован на основе траекторий теплового движения двух, связанных с одной закрепленной на концах дислокацией, включений жидкого свинца диаметром 15 нм и 14 нм при 447°C в сплаве Al – 0.65 ат. % Pb, которые были получены с помощью in-situ ПЭМ-наблюдений, в [4]. Полученная экспериментальная оценка  $3.9 \cdot 10^{-10}$  Дж/м согласуется с теоретической оценкой.

1. S. Prokofjev, V. Zhilin, E. Johnson, M.T. Levinsen, U. Dahmen, Def. Diff. Forum 237-240 (2005) 1072.
2. E. Johnson, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, Z. Metallk. 96 (2005) 1171.
3. S.I. Prokofjev, E. Johnson, V.M. Zhilin, U. Dahmen, Adv. Sci. Technol. 46 (2006) 98.
4. E. Johnson, J.S. Andersen, M.T. Levinsen, S. Steenstrup, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, T. Radetic, and J.H. Turner, Mater. Sci. Eng. A 375-377 (2004) 951.

## **ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЧНОСТЬ ПСЕВДО- $\beta$ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА**

**Гребеньщиков А.С., Ледер М.О., Волков А.В., Русаков К.А.**

*ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», Верхняя Салда, Россия,  
[sosnovsky@vsm-po.ru](mailto:sosnovsky@vsm-po.ru)*

Задача повышения удельной прочности конструкционных материалов является одной из ключевых в широких областях техники. Титановые сплавы благодаря низкой плотности обладают существенным потенциалом для увеличения удельной прочности

Повышение прочности псевдо-бета титановых сплавов возможно благодаря увеличению дисперсности распада метастабильной бета-фазы при старении. Одним из путей увеличения дисперсности распада является уменьшение температуры старения. Однако низкая температура старения, во-первых, замедляет кинетику распада, во-вторых может привести к охрупчиванию материала за счёт выделения омега-фазы или низкотемпературной альфа- фазы с ромбическими искажениями решетки. Альтернативным путем повышения дисперсности распада является повышенная плотность дефектов кристаллического строения, которые являются местами зарождения частиц вторичной альфа фазы при старении.

В настоящей работе произведено исследование структуры и механических свойств холоднодеформированной проволоки из сплавов VST55531 и VST3553 после высокотемпературного нагрева в  $\alpha+\beta$  области и последующего старения. Исследование состояния материала проводилось методом дифракции обратно-рассеянных электронов.

Показано, что применение холодной деформации позволяет добиться повышенной дисперсности продуктов распада метастабильной бета-фазы при старении даже после высокотемпературного нагрева на температуру  $T_{пп}-30^{\circ}\text{C}$ . И как следствие значительно повысить прочность при удовлетворительной пластичности по сравнению с горячедеформированным материалом.

## **РАЗРУШЕНИЕ ПО ГРАНИЦАМ РАЗДЕЛА И КЛАСТЕРАМ ЧАСТИЦ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ**

**Кудря А.В., Соколовская Э.А.**

*НИТУ «МИСиС», Москва, РФ,  
[AVkudrya@isis.ru](mailto:AVkudrya@isis.ru)*

Разрушение — сложное взаимодействие дефектов с неоднородной структурой материала. Возможны два элементарных способа образования новых поверхностей в кристаллической решётке – скол и скольжение вдоль некоторой плоскости – пластический сдвиг (срез).

Отличие от хрупкого разрушения только в величине пластической деформации – на 2–3 порядка и более. Образующиеся около включений поры (либо вследствие скалывания частиц, либо скола по поверхности раздела фаз) вытягиваются. Установлено, что два механизма слияния смежных пор: разрушение перемычек отрывом со вторичными микроямками на перемычке и срезом (без микроямок) определяют различие в энергоёмкости вязкого разрушения. Сопrotивляемость разрушению контролируют также пластичность матрицы и геометрия включений, в т.ч. неравномерность размещения в объёме металла. Показано, что для оценки различий между кластерами ямок эффективна статистика полиэд-

ров Вороного (2D-изображений изломов) и измерение 3D-микрogeометрии рельефа изломов.

Кластеры микронных частиц, выделяющихся при охлаждении по границам перегретого зерна аустенита - причина образования грубых зернограницных фасеток с микровязким строением поверхности. Такой аномалии вязкого излома сопутствует отслой по границе раздела феррит-цементит в верхнем бейните при низких температурах испытания.

Образование моноатомных плёнок примесей V группы по границам зерна аустенита приводит к преждевременному вскрытию зернограницных фасеток. Различие в морфологии зернограницного излома: рассеянные в плоскости излома одиночные фасетки, их кластеры, цепочки (следствие ликвации) – причина неоднородности хладноломкости.

В твердых сплавах развитая неоднородность структур также нашла свое отражение в изломе. Отсюда различия в износостойкости материалов и их склонности к разрушению.

В целом, понимание механизмов деформации и разрушения неоднородных структур важно при выборе объективных управленческих решений с целью повышения однородности качества разнообразных материалов.

*Работа выполнена в рамках Соглашения № 14.578.21.0129 о предоставлении субсидии для финансового обеспечения (возмещения) затрат, связанных с выполнением ПНИЭР по теме: «Разработка импортозамещающих твердых сплавов с повышенными износными и технологическими характеристиками для упрочнения быстроизнашиваемых деталей сельхозмашин, эксплуатирующихся в абразивной среде»*

## МЕТОДИКА РАСЧЕТА УПРУГИХ ПОСТОЯННЫХ С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ ПЛОТНОУПАКОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ

\*Энхтор Л., \*\*Силонов В. М.

\*Монгольский государственный университет, г. Улан-Батор, Монголия  
[enkhtor@num.edu.mn](mailto:enkhtor@num.edu.mn)

\*\*Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова,  
Москва, Россия,  
[silonov\\_v@mail.ru](mailto:silonov_v@mail.ru)

В рамках модели Де-Дане [1] мы расписали выражения для расчетов упругих постоянных металлов с плотноупакованной гексагональной структурой в виде:

$$c_{11} = \frac{1}{2\sqrt{3}c} \left\{ 4\beta_1 + \frac{a^2}{\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} (\alpha_1 - \beta_1) + 12\beta_2 + 9(\alpha_2 - \beta_2) + 16\beta_3 + \frac{16a^2}{\frac{4a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} (\alpha_3 - \beta_3) + 56\beta_5 + \right.$$

$$c_{44} = \frac{c}{2\sqrt{3}a^2} \left\{ 6\beta_1 + \frac{a^2}{\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} (\alpha_1 - \beta_1) + 6\beta_3 + \frac{4a^2}{\frac{4a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} (\alpha_3 - \beta_3) + 8\beta_4 + 12\beta_5 + 48\beta_7 + \right.$$

$$c_{33} = \frac{c}{2\sqrt{3}a^2} \left\{ 6\beta_1 + \frac{6c^2}{4\left(\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}\right)} (\alpha_1 - \beta_1) + 6\beta_3 + \frac{6c^2}{4\left(\frac{4a^2}{3} + \frac{c^2}{4}\right)} (\alpha_3 - \beta_3) + 8\alpha_4 + 12\beta_5 + \right.$$

$$c_{11} - c_{12} = \frac{1}{c\sqrt{3}} \left\{ 4\beta_1 + \frac{a^2}{3\left(\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}\right)} (\alpha_1 - \beta_1) + 12\beta_2 + 3(\alpha_2 - \beta_2) + 16\beta_3 + \frac{16a^2}{3\left(\frac{4a^2}{3} + \frac{c^2}{4}\right)} (\alpha_3 - \beta_3) + \right. \\ \left. + 56\beta_5 + \frac{100a^2}{3\left(\frac{7a^2}{3} + \frac{c^2}{4}\right)} (\alpha_5 - \beta_5) + 36\beta_6 + 9(\alpha_6 - \beta_6) + 24\beta_7 + \frac{6a^2}{c^2 + a^2} (\alpha_7 - \beta_7) + 48\beta_8 + 12(\alpha_8 - \beta_8) \right\} \\ c_{13} + c_{44} = \frac{1}{a\sqrt{3}} \left\{ \frac{ac}{\frac{a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} (\alpha_1 - \beta_1) + \frac{4ac}{\frac{4a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} (\alpha_3 - \beta_3) + \frac{15ac}{\frac{7a^2}{3} + \frac{c^2}{4}} (\alpha_5 - \beta_5) + \frac{4ac}{c^2 + a^2} (\alpha_7 - \beta_7) \right\},$$

$$\alpha_i = \left( \frac{\partial^2 V}{\partial r^2} \right)_{r_i} \quad \beta_i = \left( \frac{r^{-1} \partial V}{\partial r} \right)_{r_i}$$

где входят радиальные  $\alpha_i$  и тангенциальные  $\beta_i$  силовые постоянные межатомного взаимодействия на  $i$ -й координационной сфере с радиусом  $r_i$ ,  $V(r)$  – потенциал межатомного парного взаимодействия, которое можно рассчитать методом псевдопотенциала. По предложенным формулам с использованием модельного потенциала переходных металлов Анималу [2] мы рассчитали упругие постоянные Mg, Zr и Ti, значения которых удовлетворительно соглаются с экспериментальными данными.

1. De Launay J. Solid State Physics. 1956.V.2. P.219-303.
2. Animalu A.O.E. Phys.Rev. 1973.V. 8 (8). P. 3542-3554.

## ФАЗЫ ЮМ-РОЗЕРИ В ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛАХ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ: СТРУКТУРНЫЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Дегтярева В.Ф.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская область, Россия*  
[degtyar@issp.ac.ru](mailto:degtyar@issp.ac.ru)

Устойчивость фаз Юм-Розери определяется числом валентных электронов на атом (электронной концентрацией) при выигрыше энергии зонного вклада вследствие близости плоскостей зоны Бриллюэна и поверхности Ферми. Это правило, установленное для классических фаз Юм-Розери (сплавы Cu–Zn), находит применение для понимания устойчивости широкого круга материалов: сложных интерметаллидов, аморфных сплавов, квазикристаллов и их аппроксимантов, несоразмерных и модулированных фаз. Представляет интерес рассмотреть, как работает это правило для щелочных металлов при сильном сжатии.

Элементы I группы Периодической таблицы являются модельными «простыми» металлами с одним валентным  $s$  электроном и образуют ОЦК структуру при нормальном давлении. При повышении давления происходит переход ОЦК -ГЦК, и при более сильном сжатии получен длинный ряд превращений в структуры с понижением симметрии, компактности упаковки и координационного числа [1-3]. Самый легкий щелочной металл Li в диапазоне давлений до 130 ГПа образует структуры  $hR1$ ,  $cI16$ ,  $oC88$ ,  $oC40$ ,  $oC24$  с возникновением сверхпроводимости и изменением электросопротивления [4,5]. Для более тяжелых щелочных металлов (Na, K, Rb) в ряду сложных структур ( $oP8$ ,  $tI4$ ,  $oC16$ ) происходит образование несоразмерных *host-guest* структур.

Важный вклад структурной энергии связан с валентными электронами, энергетический вклад которых понижается при условии близости уровня Ферми и плоскостей зоны

Бриллюэна [3,6]. Значение этого вклада усиливается с уменьшением объема, что приводит к образованию под давлением низкосимметричных структур со сложной конфигурацией зоны Бриллюэна. Степень заполнения зоны Бриллюэна электронными состояниями (объем сферы Ферми) определяет физические свойства фазы. Необходимым условием для понимания сложных структур щелочных металлов при сжатии более 0.4 следует принять перекрытие электронных уровней остова и валентной зоны и увеличение числа валентных электронов в сильно сжатых щелочных металлах [7,8].

1. McMahon M.I., Nelmes R. J., Chem. Soc. Rev. **35**, 943, 2006
2. Degtyareva O., High Press. Res. **30**, 343, 2010
3. Дегтярева В.Ф., УФН, **174**, 383, 2006 [Phys. Usp. **49**, 369, 2006]
4. Guillaume C.L., Gregoryanz E., Degtyareva O. et al. Nature Phys. **6**, 211, 2011
5. Matsuoka T. et al., Phys. Rev. B **89**, 144103, 2014
6. Degtyareva V.F., Smirnova I.S., Z. Kristallogr., **222**, 718, 2007
7. Degtyareva V.F., O. Degtyareva, New J. Phys. **11**, 063037, 2009
8. Degtyareva V.F., Solid State Sci. **36**, 62, 2014

## ТЕМПЕРАТУРНЫЙ СПЕКТР ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ДЛЯ СПЛАВОВ СИСТЕМ Ti–Nb–Ta И Ti–Nb–Zr

**Новосветлова Е.Э., Маркова Г.В., Мукосеева М.О., Шуйцев А.В.,  
Головин С.А.**

*ТулГУ, г. Тула, Россия,  
[sweta.novosvetloffa@yandex.ru](mailto:sweta.novosvetloffa@yandex.ru)*

Титановые сплавы широко используются в медицине благодаря своим сравнительно низким значениям модуля упругости, высокой коррозионной стойкости и биосовместимости. В последнее время в имплантологии рассматривают сплавы на основе Ti-Nb, легированные, в частности, танталом или цирконием.

Для исследования использовались деформированные проволоочные образцы квадратного сечения из сплава Ti–22Nb–6Ta (% ат.) и Ti–22Nb–6Zr (% ат.). Размеры образцов и режимы термической обработки приведены в таблице 1.

**Таблица 1.** Термическая обработка и размеры исследуемых образцов

Образец	Предварительная деформация, $e$	Термическая обработка	Размеры, мм		
			$l$	$b$	$a$
Ti–22Nb–6Ta	0,3	Отжиг 750 °С, 0,5ч	51	1,48	1,36
Ti–22Nb–6Zr	0,3	Отжиг 750 °С, 0,5ч	57,5	1,5	1,45

Измерение температурных зависимостей внутреннего трения (ТЗВТ) и резонансной частоты проводили методом свободнотухающих крутильных колебаний, реализуемом на горизонтальном обратном крутильном маятнике. Условия измерения представлены в таблице 2.

**Таблица 2.** Условия измерения исследуемых образцов

Образец	Температурный диапазон	Амплитуда деформации	Частота	Скорость изменения температуры
Ti–22Nb–6Ta	–120...600 °С	$(3,2...6,7) \cdot 10^{-5}$	1–3 Гц	2–4 °С

Ti-22Nb-6Zr	-120...600 °C	(3,3...5,5)·10 <sup>-6</sup>	1,5-4 Гц	2-4 °C
-------------	---------------	------------------------------	----------	--------

Анализируя полученные данные, в ТЗВТ и ТЗГ<sup>2</sup> можно выделить четыре температурные области:

1) Низкотемпературная область (-120...50 °C). Наблюдается характерное изменение упругих характеристик – “провал”  $f^2$ . Такой эффект сопровождается МП, имеющее черты фазового перехода второго рода. Отсутствие ярко выраженного пика ВТ косвенно свидетельствует о малой подвижности межфазных границ.

2) Область средних температур (50...300 °C). Обнаружен ассиметричный максимум ВТ. Наиболее вероятной природой неупругого эффекта в данном диапазоне температур является совокупность Снуковских релаксаций Ti-O, Nb-O, Ta-O, Zr-O, Nb-O-O и Ti-O-O, обусловленных изменением положения атомов кислорода в междоузлиях ОЦК кристаллической решетки в поле приложенных напряжений.

3) Высокотемпературная область (300...520 °C). Наблюдается экстремальное повышение упругих констант при нагреве. Подобное повышение модуля упругости может быть связано с зарождением изотермической  $\omega$ -фазы, которая, как известно, увеличивает значения твердости и модуля упругости.

4) Высокотемпературная зернограничная область (520...600 °C).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-43-710688 p\_a)*

## **ВЫСОКОПОЛЕВАЯ НАМАГНИЧЕННОСТЬ ЗОННЫХ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ Co<sub>2</sub>YAl (Y=Ti, V, Cr, Mn, Fe, Ni)**

**Перевозчикова Ю.А.<sup>1</sup>, Коуров Н.И.<sup>1</sup>, Марченков В.В.<sup>1,2</sup>, Королев А.В.<sup>1</sup>, Weber H.W.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup> *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

<sup>2</sup> *Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*

<sup>3</sup> *Atominstitut, Vienna University of Technology, Vienna, Austria*  
[yu.perevozchikova@imp.uran.ru](mailto:yu.perevozchikova@imp.uran.ru)

Результаты исследований свойств (см., напр., [1]) сплавов Гейслера Co<sub>2</sub>YAl (где Y – переходные 3d-элементы) показывают, что они являются зонными ферромагнетиками. Если данные сплавы упорядочиваются в структуре L2<sub>1</sub>, то, как правило, они относятся к классу полуметаллических ферромагнетиков (ПМФ) – перспективных материалов для применения в области спинтроники. Особенностью ПМФ является наличие запрещенной зоны для электронов со спином вниз и ее отсутствие для электронов со спином вверх.

В данной работе проведены исследования намагниченности от магнитного поля  $M(H)$  сплавов Co<sub>2</sub>YAl (Y=Ti, V, Cr, Mn, Fe, Ni) в полях  $H \leq 70$  кОе при  $T = 4.2$  К и от температуры  $M(T)$  в сильном магнитном поле  $H = 50$  кОе при  $2 < T < 1100$  К.

Исследованные сплавы Co<sub>2</sub>YAl (Y=Ti, V, Cr, Mn, Fe, Ni) были выплавлены в индукционной печи в атмосфере очищенного аргона, а затем отожжены в течение 48 часов при 800 К в атмосфере аргона с последующим охлаждением до комнатной температуры со скоростью около 100 К/hour. Для всех изученных сплавов отклонения от стехиометрического состава являются незначительными и практически все полученные сплавы имеют однофазное упорядочение в структуре L2<sub>1</sub>. Исключение составлял сплав Co<sub>2</sub>NiAl, в котором наблюдались некоторые отклонения от стехиометрического состава и присутствие зародышей В2-фазы.

Полевые зависимости намагниченности  $M(H)$  всех образцов при  $H \geq 20$  кОе приближаются к насыщению. В области температур  $T < T_c$ , где высокополевая намагниченность

$M \approx M_S$ , величина  $M^2$  пропорциональна  $(T/T_C)^2$ , что согласуется с моделью Стонера [2]. Вычисленные и теоретические значения моментов насыщения  $\mu_0$  и  $\mu_{\text{теор}}$  для всех рассматриваемых сплавов близки друг к другу. В зависимости от числа валентных электронов  $z$  изменение величины  $\mu_0$  в целом коррелирует с поведением  $T_C(z)$ . Величина восприимчивости парапроцесса немонотонно понижается с ростом  $z$ , что связывается с особенностями их зонной структуры.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что в пределе сильных магнитных полей ( $H \geq 20$  кОе) намагниченность сплавов Гейслера  $\text{Co}_2\text{YAl}$  (где  $Y = \text{Ti, V, Cr, Mn, Fe, Ni}$ ) описывается в рамках приближения Стонера [2]. При этом величины намагниченности насыщения и температуры Кюри имеют максимальные значения в середине 3d-периода Периодической таблицы элементов. Восприимчивость парапроцесса немонотонно понижается с ростом  $z$ . Все это подтверждает зонную природу ферромагнетизма исследованных сплавов.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Спин», № 01201463330) при частичной поддержке Комплексной программы УрО РАН (проект № 15-17-2-12), РФФИ (проект № 15-02-06686), научной школы НШ-1540.2014.2 и Правительства Российской Федерации (контракт № 02.A03.21.0006).*

1. K.A. Fomina, V.V. Marchenkov, E.I. Shreder, H.W. Weber. Sol. State Phenom. 168-169, 545 (2011).
2. E.S. Stoner. Proc.Roy.Soc. A 165, 372 (1938); A 169, 339 (1939).

## HOLLOWING OF Ag-Au AND Ag-Co CORE-SHELL NANOWHISKERS CONTROLLED BY SHORT-CIRCUIT DIFFUSION

Baylan S.<sup>1</sup>, Richter G.<sup>1</sup>, Beregovsky M.<sup>2</sup>, Amram D.<sup>2</sup>, Klinger L.<sup>2</sup>, Rabkin E.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Max Planck Institute for Intelligent Systems, Stuttgart, Germany

<sup>2</sup>Department of Materials Science and Engineering, Technion – Israel Institute of Technology, Haifa, Israel

We have grown single crystalline Ag nanowhiskers on an inert substrate covered by a thin layer of carbon employing a molecular beam epitaxy deposition technique [1]. Subsequent deposition of Au or Co resulted in single crystalline core-shell Ag-Au or Ag-Co nanowhiskers separated by a nanocrystalline thin Au or Co film. Annealing of the Ag-Au core-shell nanowhiskers at the temperature of 170 °C resulted in their partial hollowing and formation of Au nanotubes. For the formation of Co nanotubes, the annealing temperature had to be raised to 350 °C. We found that the hollowing process is accompanied by Ag enrichment in the thin Au film in the vicinity of the nanowhisiker, and by the increase in grain size in the film with increasing distance from the nanowhisiker root. The Ag enrichment on the surface of the Au film, and at the Au-carbon interface in the vicinity of the nanowhisiker were identified with the aid of analytical transmission electron microscopy. We proposed a kinetic model of hollowing based on the competition between the energy decrease driving the hollowing process (formation of Au-Ag solid solution in the grain boundaries), and the energy increase associated with the creation of new surfaces. The model predicted an inverse dependence of the hollowing rate on the inner radius of the nanowhiskers, in good agreement with the experimental data.

1. S. Baylan, G. Richter, M. Beregovsky, D. Amram, E. Rabkin, The kinetics of hollowing of Ag-Au core-shell nanowhiskers controlled by short-circuit diffusion, *Acta mater.* 82 (2015) 145-154



**ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ,  
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ  
МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ  
Al–Mg И Al–Zn**

**Козлова Н.А., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.,  
Пискунов А.В., Сахаров Н.В., Чегуров М.К., Бобров А.А., Сысоев А.Н.,  
Смирнова Е.С.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия,  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)*

В качестве объектов исследований выступали чистый Al (A99), сплавы Al–Mg (Al–1Mg, Al–3Mg, Al–5Mg) и сплавы Al–Zn (Al–1Zn, Al–3Zn, Al–5Zn), полученные литьем с последующей деформацией прокаткой (степень деформации 95%).

Получены зависимости микротвердости, среднего размера зерна и объемной доли рекристаллизованной структуры от температуры отжига, на основании анализа которых определялась температура начала и окончания рекристаллизации. Установлено, что легирование алюминия магнием (до 5%) приводит к повышению температуры начала рекристаллизации (ТНР) 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 ТНР от 250<sup>0</sup>С до 200<sup>0</sup>С.

На стадии собирательной рекристаллизации, на основании анализа зависимости микротвердости от среднего размера зерна, определялась величина коэффициента Холла-Петча ( $K_{HP}$ ). Показано, что введение магния не приводит к существенному изменению коэффициента Холла-Петча, величина которого составляет 0.16–0.34 МПа·м<sup>1/2</sup>. Введение цинка в алюминий приводит к повышению величины  $K_{HP}$  от 0.23 МПа·м<sup>1/2</sup> до 1.29 МПа·м<sup>1/2</sup>. Показано, что повышение  $K_{HP}$  в сплавах Al–Zn связано с выделением частиц второй фазы, располагающихся по границам зерен.

Для анализа влияния легирующих элементов на диффузионные свойства границ зерен проводился расчет величины энергии активации собирательной рекристаллизации  $Q_R$ . Установлено, что повышение концентрации магния в алюминии от 0% до 5% приводит к увеличению энергии активации  $Q_R$  от 10.4  $kT_m$  до 16.7  $kT_m$ , а повышение концентрации цинка от 0% до 5% приводит к уменьшению энергии активации  $Q_R$  от 10.4  $kT_m$  до 8.3  $kT_m$ .

Для объяснения полученных результатов использованы подходы теории неравновесных границ зерен в металлах, в рамках которой показано, что энергия активации зерно-границной диффузии  $Q_b$  зависит не только от концентрации легирующих элементов, но и от соотношения радиусов атома кристаллической решетки и атома легирующего элемента. Показано, что магний, 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 цинк ( $r_{Zn} = 0.138 \text{ \AA}$ ) – к уменьшению  $Q_b$ .

Установлено, что увеличение содержания цинка в алюминии приводит к повышению скорости как общей, так и межкристаллитной коррозии (МКК), в то время как увеличение концентрации магния приводит к уменьшению скорости общей коррозии и практически не изменяет склонность сплава к МКК. Показано, что различный тип коррозионного поведения сплавов Al–Mg и Al–Zn обусловлен различным характером влияния Mg и Zn на электрохимические свойств границ зерен.

Показано, что деформация прокаткой приводит к незначительному повышению скорости коррозии сплавов Al–Mg, обусловленному накоплению дефектов на границах зерен сплава. В процессе рекристаллизационного отжига, приводящего к уменьшению твердо-

сти, наблюдается повышение скорости коррозии, связанное с развитием первичной рекристаллизации. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-03-08969) и Минобрнауки РФ.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОВЕСНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ**

**Нохрин А.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Лопатин Ю.Г., Пирожникова О.Э., Сысоев А.Н.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)*

В работе обсуждается влияние размера зерна и уровня неравновесности границ зерен на механические свойства субмикрокристаллических (СМК) металлов и сплавов, полученных методом РКУ-прессования. В качестве параметров, оказывающих наиболее существенное влияние на уровень неравновесности границ зерен, рассматривается влияние температуры интенсивной пластической деформации.

Предложена модель, позволяющая объяснить влияние температуры РКУ-прессования на диффузионные свойства границ зерен СМК металлов и сплавов. Показано, что повышение температуры РКУ-прессования приводит в УМЗ металлах к увеличению энергии активации зернограницной диффузии от значений  $3-5 kT_m$ , соответствующих диффузионным параметрам неравновесных границ зерен, до значений  $8-10 kT_m$ , соответствующих диффузионным параметрам равновесных границ. Установлено, что характер зависимости энергии активации зернограницной диффузии от температуры РКУ-прессования определяется кинетикой протекания конкурирующих процессов накопления дефектов на границах зерен и их диффузионной аккомодации.

Показано, что температура РКУ-прессования оказывает существенное влияние на механические свойства и параметры соотношения Холла-Петча в СМК металлах – величину предела текучести  $\sigma_T$ , предела макроупругости  $\sigma_0$  и коэффициент зернограницного упрочнения  $K_{HP}$  в соотношении Холла-Петча ( $\sigma_m = \sigma_0 + K_{HP} / \sqrt{d}$ ). Эффект уменьшения  $K_{HP}$  в материалах с размером зерна  $0.3-1$  мкм является неожиданным результатом, т.к. традиционно предполагается, что в СМК материалах, вследствие высокой плотности внесенных в границы зерен дефектов, «сопротивление» границ зерен пластической деформации должно существенно увеличиваться.

Установлено, что в СМК металлах полученных методом РКУП при комнатной температуре наблюдаются более высокие значения  $\sigma_0$  и более низкие значения  $K_{HP}$ , чем в обычных крупнокристаллических металлах. В случае повышения температуры РКУП наблюдается одновременное уменьшение предела макроупругости  $\sigma_0$  и повышение коэффициента Холла-Петча ( $K_{HP}$ ). При этом следует отметить, что значения  $K_{eff}$  в СМК материалах все равно остаются меньше значений  $K_0$ , характерных для крупнокристаллического металла. Обобщение полученных экспериментальных результатов показывает, что температура РКУП, при которой наблюдается заметное повышение коэффициента  $K_{eff}$  составляет  $\sim 0.42-0.47T_m$ , а величина среднего размера зерна, при котором наблюдается увеличение  $K_{eff}$  составляет  $\sim 1$  мкм.

Для объяснения полученных результатов предложена модель расчета параметров соотношения Холла-Петча для СМК металлов, в основе которой лежит предположение о том, что основной вклад в напряжение течения в СМК металлах связан с дальнедействующими полями внутренних напряжений, создаваемых распределенными на границах зерен дефектами, возникающими в процессе РКУ-прессования. Получены выражения, позволяющие рассчитать зависимость параметров соотношения Холла-Петча от температуры и скорости РКУ-прессования. Показано соответствие результатов теоретических расчетов с экспериментальными данными.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-08-09298) и Минобрнауки РФ.*

## **ЭФФЕКТ УСКОРЕНИЯ СПЕКАНИЯ НАНОПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА В УСЛОВИЯХ АНОМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН**

**Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Благовещенский Ю.В.<sup>2</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1</sup>,  
Болдин М.С.<sup>1</sup>, Исаева Н.В.<sup>2</sup>, Шотин С.В.<sup>1</sup>, Попов А.А.<sup>1</sup>, Белкин О.А.<sup>1</sup>, Ланцев Е.А.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup> *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru), [yuriblag@imet.ac.ru](mailto:yuriblag@imet.ac.ru)*

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки на основе карбида вольфрама с различным начальным размером частиц ( $R_0$ ) и объемной долей ( $f$ ) частиц монокарбида WC, полученные методом плазмохимического синтеза и последующего восстановительного отжига. Полученные нанопорошки состояли из смеси  $W_2C$ ,  $\beta$ -WC ( $WC_{1-x}$ ), W и  $\alpha$ -WC с преобладанием фазы  $\alpha$ -WC.

Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) осуществлялось на установке «Dr.Sinter model SPS-625» в интервале температур от 1400 до 1950 °C со скоростью нагрева ( $V$ ) от 25 до 2400 °C/мин в вакууме. При помощи дилатометра, входящего в комплект установки, определялась зависимость скорости усадки нанопорошков от температуры нагрева. 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  $\ln[\ln[(\rho/\rho_{th})/(1 - \rho/\rho_{th})]] - T_m/T$ , где  $T_m = 3143$  К – температура плавления монокарбида вольфрама,  $\rho_{th} = 15.77$  г/см<sup>3</sup> – теоретическая плотность монокарбида вольфрама  $\alpha$ -WC.

Показано, что при ЭИПС нанопорошков карбида вольфрама, содержащих частицы нестехиометрической фазы ( $W_2C$ ,  $\beta$ -WC ( $WC_{1-x}$ ), W) наблюдался аномальный рост зерен.

В работе обнаружена необычная зависимость размера аномального зерна от объемной доли нестехиометрической фазы. Установлено, что уменьшение объемной доли нестехиометрической фазы в исходной нанопорошковой композиции от 16.5% до 0.3% приводит к увеличению среднего размера аномально крупных зерен от 3 до 17 мкм. Исследования структуры образцов, спеченных из нанопорошков монокарбида вольфрама  $\alpha$ -WC показывают, что в этих материалах наблюдается нормальный рост зерен и имеет место мономодальное распределение зерен по размерам, хотя колокол этого распределения довольно широк. Средний размер зерна для образцов, спеченных при температурах 1400 и 1800°C, составляет 90 нм и 350 нм, соответственно.

Показано, что при ЭИПС карбида вольфрама наблюдается два типа поведения – «быстрое» спекание с аномально низкими значениями энергии активации и «медленное» спекание, когда энергия активации зернограницной диффузии соответствует обычным значениям диффузии  $^{14}\text{C}$  в карбиде вольфрама. Отмечено, что указанные два типа поведения наблюдаются в материалах, которые после спекания имеют существенно различную структуру – в материалах первой группы наблюдается аномальный рост зерен, а в образцах второй группы формируется однородная ультрамелкозернистая структура.

Предложена модель эволюции структуры нанопорошковых композиций при ЭИПС, позволяющая объяснить наблюдаемые закономерности, в том числе – возможность низкотемпературного спекания нанопорошков карбида вольфрама в условиях высокоскоростного нагрева в условиях нормального и аномального роста.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №15-33-21007-мол\_вед\_a) и Минобрнауки РФ.*

## **ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТЬЮ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ**

**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>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Сысоев А.Н.<sup>1</sup>, Попов А.А.<sup>1</sup>, Трушин В.Н.<sup>1</sup>, Ланцев Е.А.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup> *ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров, Россия  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto: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 высокоэнергетической планетарной мельнице АПФ-3 с ускорением мелющих тел 60g.

Спекание полученных порошков проводили методом «Spark Plasma Sintering» и методом свободного спекания в водороде. Для исследования механических свойств спеченных образцов использовалась методика измерения микротвердости, а также методика релаксационных испытаний, позволяющая определять в испытаниях на сжатие величину предела макроупругости ( $\sigma_0$ ) и предела текучести ( $\sigma_T$ ). Величина коэффициента Холла-Петча определялась по формуле:  $K = (\sigma_T - \sigma_0)d^{1/2}$ .

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 частицы вольфрама имеют структуру «ядро–оболочка», в поверхностном слое которых сформирован пересыщенный твердый раствор Ni в  $\alpha$ -W, приводящий к асимметричному искажению пиков  $\alpha$ -W на рентгенограммах.

Установлено, что зависимость плотности механоактивированных мелкозернистых сплавов W–Ni–Fe 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.

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 ин-

терполирована прямой линией. Это означает, что для исследуемых сплавов выполняется соотношение Холла-Петча:  $\sigma_y = \sigma_0 + K d^{1/2}$ . 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).

Установлено, 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. Этот «слой» дает дополнительный вклад в повышение  $K$  и частично «компенсирует» уменьшение прочности сплава, связанное с ростом зерна.

*Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ №НШ-7179.2016.8 и Минобрнауки РФ.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК ОЛОВА И СЕРЕБРА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ**

**Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Ланцев Е.А., Шадрин Я.С.,  
Короткова В.В., Мурашов А.А., Терентьев А.В., Бобров А.А., Лопатин Ю.Г.,  
Сысоев А.Н., Смирнова Е.С.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет  
им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto: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 методом литья с последующей прокаткой. Суммарная степень деформации составляла 65% и 95%.

Выбор олова и серебра в качестве легирующего элемента обусловлен их повышенной склонностью к образованию зернограницных сегрегаций. Кроме этого, атомный радиус олова ( $a_{\text{Sn}} = 0.158$  Å) и серебра ( $a_{\text{Ag}} = 0.144$  Å) больше атомного радиуса меди ( $a_{\text{Cu}} = 0.128$  Å) что, в соответствии с теорией неравновесных границ зерен [1-2], должно приводить к замедлению процесса зернограницной диффузии в меди и, как следствие, обеспечивать повышение температуры начала рекристаллизации [3] при отжиге сильнодеформированной меди.

Структура сплавов исследовалась с помощью металлографического микроскопа Leica IM DRM и растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6490. Измерялась объемная доля рекристаллизованной структуры и средний размер рекристаллизованного зерна в зависимости от температуры и времени отжига. Микротвердость ( $H_{\text{ц}}$ ) сплавов измерялась при помощи твердомера Duramin Struers-5.

На основании анализа зависимости объемной доли рекристаллизованной структуры от времени отжига с использованием уравнения Авраами определены значения энергии активации первичной рекристаллизации  $Q_{R1}$  в чистой меди. Показано, что величина  $Q_{R1}$  соответствует энергии активации диффузии по неравновесным границам зерен в меди.

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 зернограницной диффузии, от 225 °С до 350–400 °С.

Рассчитаны значения энергии активации первичной ( $Q_{R1}$ ) и собирательной ( $Q_{R2}$ ) рекристаллизации. Установлено, что легирование мелкозернистой меди серебром (до 0.5%) приводит к повышению энергии первичной рекристаллизации  $Q_{R1}$  от 6.5  $kT_m$  до 16.3  $kT_m$  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  $kT_m$  до 13.8  $kT_m$ . Энергия активации  $Q_{R2}$  при этом повышается от 7.9–8.7  $kT_m$  до 13.2–13.9  $kT_m$  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 деформации прокаткой до 65% и 95%, соответственно. Анализ результатов исследований первичной рекристаллизации показывает, что легирование меди оловом приводит к повышению энергии активации  $Q_{R1}$  до 9.6%. При этом деформация не оказывает существенного влияния на энергию активации собирательной рекристаллизации  $Q_{R2}$ .

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №14-08-00089) и Минобрнауки РФ.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

**Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Бахметьев А.М.<sup>3</sup>,  
Сандлер Н.Г.<sup>3</sup>, Тряев П.В.<sup>3</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>4</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>, Михайлов А.С.<sup>3</sup>,  
Ершова А.В.<sup>3</sup>, Сысоев А.Н.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> ФТИ НАН Беларуси, Минск, Беларусь

<sup>3</sup> АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия

<sup>4</sup> НИТУ «МИСИС», Нижний Новгород, Россия

[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto: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 равноканального углового прессования (РКУП).

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 до 100–150 мкм. В зоне II средний размер зерна составляет 5–10 мкм.

Испытания на МКК показывают, что в структуре сплава 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 шири-

на 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 (ГЗ). Однако, глубина прокорродированного слоя в СМК сплаве не превышает ~100–150 мкм. Таким образом, формирование СМК структуры приводит к повышению стойкости титанового сплава к МКК.

Энергодисперсионный анализ показывает наличие в структуре сплава в исходном состоянии двух типов ГЗ. Первый тип – это чистые ГЗ, концентрация алюминия в которых составляет 3.8%, а концентрация ванадия – 1.9%, что мало отличается от концентрации этих элементов в объеме материала. Второй тип границ – это ГЗ обогащенные ванадием, концентрация которого может достигать 10-18%. 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 ГЗ незначителен. Средняя концентрация алюминия и ванадия на границах зерна СМК сплава в пределах ошибки не отличаются от концентрации алюминия и ванадия на в объеме кристаллической решетке титанового сплава.

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 РФФ (грант №16-13-00066).*

## **ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ НА СТРУКТУРУ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNi–TiCu**

**Ситников Н.Н.<sup>1</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>, Хабибуллина И.А.<sup>1</sup>, Соколова Н.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Российская Федерация

<sup>2</sup> НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Российская Федерация

Методом сверхбыстрой закалки из расплава со скоростью охлаждения около  $10^6$  °C/c были получены тонкие ленты сплава  $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$  ( $x = 25; 26; 28; 30; 34; 36; 38$  ат.%). Полученные образцы сплавов изучены с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновского дифракционного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии. Установлено, что сплавы с содержанием меди 25–26 ат.% находятся в аморфно-кристаллическом состоянии, в то время как при содержании меди выше 26 ат.% сплавы находятся в аморфном состоянии. Показано, что сплавы с содержанием меди 25–34% при кристаллизации в калориметре испытывают объёмную или первичную кристаллизацию с образованием фазы В2 аустенита, причём при увеличении содержания меди наблюдается понижение температур начала кристаллизации. При дальнейшем охлаждении до температуры 0°C в таких сплавах наблюдается термоупругое мартенситное превращение В2→В19, температуры которого понижаются с увеличением содержания меди. В сплавах с содержанием меди более 34% наблюдаются два разделённых пика кристаллизации, ответственных за эвтектическую кристаллизацию двухфазной структуры (В11+В2).

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 31 16-32-60105\15.*

## КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,  
Санкт-Петербург, Россия  
[andrej.kadomtsev@mail.ioffe.ru](mailto:andrej.kadomtsev@mail.ioffe.ru)*

Согласно сформулированной С.Н.Журковым концепции, разрушение твердых тел начинается с момента их нагружения и является кинетическим, термофлуктуационным процессом [1,2]. Подобный подход к проблеме разрушения во многом согласуется с развиваемой в основном механиками гипотезой рассеянных повреждений, согласно которой в течение всего времени пребывания тел под нагрузкой в них накапливается пластическое разрыхление (разуплотнение), обусловленное чисто силовым зарождением трещин и пор [3-6]; при этом роль термофлуктуаций в этом процессе не рассматривается.

Исходя из вышесказанного, важное значение для понимания физической природы разрушения имеет выявление закономерностей процесса образования и развития мельчайших трещин и пор, а также возможности обратного течения процесса – их залечивания. В настоящее время есть все основания полагать, что микроскопические трещины и поры (в дальнейшем - микронесплошности) являются типичными дефектами твердых тел, такими же, как дислокации и вакансии в кристаллах [7]. Полезно, очевидно, выделить два класса микронесплошностей: приобретенные и врожденные. Первый тип – это микронесплошности, которые образуются в процессе пластической деформации при нагружении, а также при радиационных и лазерных интенсивных воздействиях, коррозии и т.д. Врожденные микронесплошности образуются из-за технологических особенностей получения материалов (керамики, аморфные и порошковые сплавы, электролитические и напыленные пленки и др.). Образование микронесплошностей ведет, как правило, к деградации физико-механических свойств материалов, а уменьшение их размеров (например, за счет залечивания) позволяет повысить эти свойства.

В данной работе рассмотрены некоторые закономерности развития деформационных микронесплошностей, а также ряд особенностей их залечивания.

При этом, помимо результатов исследования крупнозернистых металлов и сплавов, металлических стекол, приводятся данные по долговечности, ползучести и разрушению микро и нанокристаллических материалов [8].

1. С.Н.Журков. Изв. АН СССР, сер. Неорганические материалы, 3, 10, 1767 (1967).
2. В.Р.Регель, А.И.Слуцкер, Э.И. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. Наука, М. (1979), 560 с.
3. В.В.Новожилов, ПММ, 29, 4, 681 (1965).
4. В.В.Новожилов, Ю.И. Кадашевин, О.Г.Рыбакина. ДАН АН СССР, 270, 4, 831 (1983).
5. Ю.И.Работнов. Ползучесть элементов конструкций. Наука, М. (1996), 210 с.
6. Л.М. Качанов. Основы механики разрушения. Наука, М. (1974), 142 с.
7. П.Г.Черемский, В.В.Слезов, В.И.Бетехтин. Поры в твердом теле. Энергоатомиздат, М. (1990), 374 с.
8. Бетехтин В.И., Sklenicka V, Кадомцев А.Г. и др. Влияние числа проходов при равноканальном угловом прессовании на упруго-пластические свойства, долговечность и дефектную структуру сплава Al+0.2 wt. % Sc. // ФТТ. 2010. Т. 52. Вып. 8. С. 1517-1523.



## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, МОРФОЛОГИИ ФАЗЫ $Ti_3Ni_4$ И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВА $Ti-50.7$ ат. %Ni

Рыклина Е.П., Полякова К.А., Прокошкин С.Д.

*НИТУ «МИСиС», Москва, Россия,  
[rykлина@tmo.misis.ru](mailto:rykлина@tmo.misis.ru)*

Исследовано влияние размера зерна в рекристаллизованной структуре сплава  $Ti-50,7$  ат. %Ni на размер, морфологию и характер распределения частиц фазы  $Ti_3Ni_4$ , выделяющейся в процессе старения. Изучена также взаимосвязь микроструктуры, формирующейся при старении на стадийность мартенситных превращений и эффекты памяти формы (ЭПФ). Показано, что влияние размера рекристаллизованного зерна В2-аустенита на морфологию частиц фазы  $Ti_3Ni_4$  проявляется по-разному в зависимости от времени выдержки при старении: оно слабо выражено после старения в течение 1 ч и ярко выражено при увеличении длительности старения до 3 и 10 ч. Во всех случаях распределение частиц носит гетерогенный характер: их диаметр минимален в границах и растет к центру зерна, расстояние между ними увеличивается, а линейная частота их распределения уменьшается. Размер рекристаллизованного зерна В2-аустенита и время выдержки при старении оказывают выраженное влияние на стадийность мартенситных превращений. В случае мелкого зерна размером 5 мкм и выдержки в течение 1 ч наблюдается одностадийное превращение В2→R. Увеличение размера зерна и времени выдержки при старении и сопутствующее увеличение гетерогенности распределения частиц фазы  $Ti_3Ni_4$  сопровождается размножением мартенситных превращений, которое достигает трех в структуре с зерном 15 мкм после выдержки 10 ч. При наведении ЭПФ изгибом в диапазоне деформаций 12–19 % по схеме нагружения через R→B19'–превращение максимальная обратимая деформация ЭПФ  $15,5 \pm 0,5$  реализуется в СПФ  $Ti-50,7$  ат. %Ni с рекристаллизованной структурой В2-аустенита при размере зерна 5 мкм, формирующейся в результате НТМО с деформацией 0,6 и отжига при 600 °С, 1 ч. Влияние последующего отжига при 430 °С неоднозначно и зависит от величины рекристаллизованного зерна. При размерах зерна 5 и 11 мкм отмечается снижение обратимой деформации ЭПФ и полной обратимой деформации в исследуемом диапазоне наводимой деформации; в структуре с размером зерна 15 мкм дополнительный отжиг приводит к значительному росту обратимой деформации ЭПФ. Эти закономерности обусловлены упрочнением материала в результате старения, изменением разности между дислокационным и фазовым пределами текучести после старения, обособлением В2→R-превращения, а также разностью между температурой наведения ЭПФ и температурой начала мартенситного превращения. Вклад этих факторов оказывается максимальным в структуре с наиболее крупным зерном. Максимальные значения обратимой деформации ОЭПФ (3,3 %) реализуются при размере зерна 11 мкм после отжига при 430 °С, 10 ч. Выявленные закономерности могут быть использованы в качестве дополнительного арсенала для прецизионного регулирования функциональных характеристик СПФ.

*Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (уникальный идентификатор проекта RFMEFI57514X0094).*

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ДЕФОРМАЦИОННО-СИЛОВЫЕ СВОЙСТВА

Хлопков Е.А.<sup>1</sup>, Волков Г.А.<sup>2</sup>, Вьюненко Ю.Н.<sup>3</sup>

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

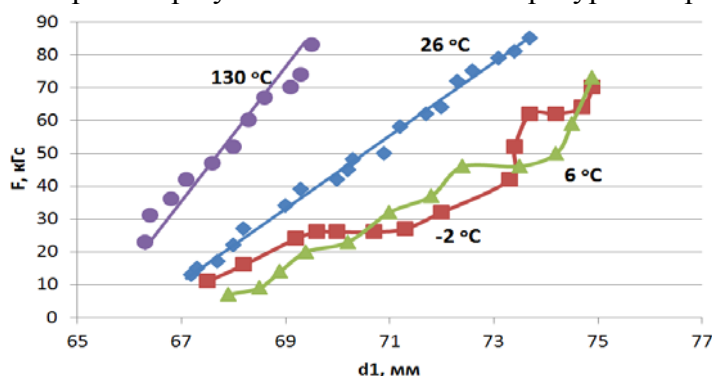
<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

<sup>3</sup>ООО «Оптимикст Лтд», Санкт-Петербург

Изучена зависимость деформационно-силовых характеристик кольцевых силовых пучковых элементов (КСПЭ), обусловленных эффектом памяти формы (ЭПФ), от температуры изотермического деформирования. Формоизменение КСПЭ проводили при минимальной температуре термоцикла в динамометре ЛИНД [1]. Силовые элементы были изготовлены из проволоки никелида титана диаметром 2 мм в виде бухты из пяти витков. Сплав содержал 50,6% никеля. Внутренний диаметр конструкции равен 63 мм. Термоциклирование силовых элементов проводили в условиях нарастающего от цикла к циклу силового взаимодействия с контртелом, в качестве которого использована стальная спиралевидная пружина.

При 26°C различная степень деформирования "металлических мышц" в условиях силового взаимодействия с контртелом вплоть до 60 кГс приводила к почти постоянному значению возврата деформации в результате ЭПФ, равному 1 мм. Как при 6°C, так и при (-2)°C возрастание формоизменения КСПЭ во время силового взаимодействия с контртелом в изотермических условиях при нагреве вызывает рост деформационного эффекта памяти формы и усиление генерации напряжений. При этом интенсивность роста силового параметра в первом случае была выше.

Была определена взаимозависимость формоизменения КСПЭ и силового воздействия на них со стороны контртела при указанных выше температурах и при 130°C (рис.1).



**Рис.1.** Взаимозависимость силового воздействия и формоизменения силовых элементов ( $F$  – сила, действующая на КСПЭ со стороны контртела;  $d_1$  – размер КСПЭ в направлении действия силы)

Приведенные кривые позволяют предположить, что эффект постоянства деформации возврата после деформации при 26 °C обусловлен скорее «дефектом» модуля упругости в области температур прямого мартенситного превращения.

1. Вьюненко Ю.Н. Особенности деформационно-силового поведения «металлических мышц» из сплава TiNi. //Вестник Тамбовского ун-та. Серия :Естественные и технические науки, 2016. – Т.21, вып. 3.– С.791-794.

# ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОМЕХАНИЗМЫ ЛОКАЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ ЗАВИСИМОСТЬЮ ТВЕРДОСТИ ОТ ГЛУБИНЫ ОТПЕЧАТКА

Головин Ю.И.<sup>1</sup>, Тюрин А.И.<sup>1</sup>, Асланян Э.Г.<sup>2</sup>, Пирожкова Т.С.<sup>1</sup>,  
Васюков В.М.<sup>1</sup>, Воробьев М.О.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Научно-образовательный центр «Нанотехнологии и наноматериалы», Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,  
[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

<sup>2</sup> Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт физико-технических и радиотехнических измерений» (ФГУП «ВНИИФТРИ»), п. Менделеево, Московская обл., Россия

В статье рассмотрены вопросы определения локальных физико-механических свойств и микромеханизмов деформирования ряда репрезентативных представителей материалов различных классов: полимеры (поликарбонат и политетрафторэтилен – PTFE), керамики (высокопрочная наноструктурированная TZP керамика на основе бадделеита – природного диоксида циркония), ионные и ковалентные монокристаллы (сапфир, кремний, LiF), металлы (Al, Cu, Nb и Ni) и аморфные материалы (плавленый кварц).

Методами микро- и наноиндентирования [1-4] проведены исследования этих материалов в широком диапазоне глубин отпечатка  $h$  (от 20 nm до нескольких  $\mu\text{m}$ ). Показано, что некоторые из исследованных материалов (например, ГЦК кристаллы) демонстрируют сильные размерные эффекты в твердости  $H$  (ISE), другие – нет. Проведен термоактивационный анализ и определены активационные и энергетические характеристики (активационный объем –  $\gamma$ ; удельная энергия, рассеиваемая в материале при формировании отпечатка –  $W$  и др.) процессов локального деформирования материала под индентором. В области малых глубин отпечатка  $h < h_{\text{cr}}$ , (где  $h_{\text{cr}}$  – значение зависящее от типа исследованного материала) получены низкие значения  $\gamma$  и высокие для  $W$ , которые характерны для моно- и малоатомных механизмов деформации (например, за счет образования и перемещения неравновесных точечных дефектов). Более поздние стадии формирования отпечатка в ряде исследованных материалов сопровождаются ростом значений  $\gamma$  и уменьшением  $W$ , числовые значения которых характерны для многоатомных (например, дислокационных) механизмов пластичности. Для ряда материалов наблюдается отсутствие ISE или участки с  $H = \text{const}$  (для материалов, имеющих ISE). Эти участки характеризуются постоянными значениями  $\gamma$  и  $W$ , что свидетельствует в пользу установившегося доминирующего механизма пластической деформации. Такое поведение характерно, например, для плавленого кварца и поликарбоната.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 15-19-00181).*

1. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение. 2009. 312 с.
2. Головин Ю.И., Викторов С.Д., Тюрин А.И. и др. // Известия РАН. Серия физическая. 2016. Т. 80. № 5. С. 573.
3. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Воробьев М.О. Локальные физико-механические свойства материалов для проведения калибровки наноиндентометров // Измерительная техника. 2016. № 9. С. 7-10.
4. Викторов С.Д., Головин Ю.И., Кочанов А.Н., Тюрин А.И. и др. // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2014. № 4. С. 46-54.

## ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ОТДЕЛЬНЫХ ФАЗ И МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ СЛОЖНЫХ МНОГОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ (НА ПРИМЕРЕ ОБРАЗЦОВ РЯДА ГОРНЫХ ПОРОД)

Головин Ю.И.<sup>1</sup>, Тюрин А.И.<sup>1</sup>, Викторов С.Д.<sup>2</sup>,  
Кочанов А.Н.<sup>2</sup>, Пирожкова Т.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Научно-исследовательский институт «Нанотехнологии и наноматериалы», ФГБОУ ВО «Тамбовский государственный университет имени Г.Р.Державина», Тамбов, Россия, [golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

<sup>2</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия, [kochanov@mail.ru](mailto:kochanov@mail.ru)

В работе методами микро- и наноиндентирования [1-5] проведены исследования структурных и физико-механических свойств поверхностей горных пород, их отдельных фаз (зерен отдельных минералов) и межфазных границ срастания. В широком диапазоне глубин отпечатка  $h$  (от 20 нм до нескольких мкм) изучены размерные эффекты в локальных механических свойствах сложных многофазных материалов. В частности, определены числовые значения модуля Юнга, твердости и вязкости разрушения отдельных фаз и межфазных границ ряда образцов горных пород (поликристаллические железистые кварциты, гранит, антрацит, песчаник, мрамор, змеевик).

Установлены наиболее и наименее прочные границы срастания во всех исследованных материалах. Проведен термоактивационный анализ и определены активационные и энергетические характеристики процессов локального деформирования материала под индентором. Предложены доминирующие микромеханизмы пластичности отдельных фаз и включений в горных породах при действии высоких локальных напряжений.

*Исследование ISE выполнено при поддержке российского научного фонда (грант № 15-19-00181). Проведение термоактивационного анализа и выявление механизмов локальной деформации при поддержке гранта РФФИ (проект 14-05-00446-а).*

1. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение. 2009. 312 с.
2. Головин Ю.И., Викторов С.Д., Тюрин А.И., Кочанов А.Н., Шуклинов А.В., Пирожкова Т.С., Шуварин И.А. Размерные эффекты упругих и прочностных свойств отдельных фаз и межфазных границ поликристаллических материалов // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2016. Т. 80. № 5. С. 573.
3. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Воробьев М.О. Локальные физико-механические свойства материалов для проведения калибровки наноиндентометров // Измерительная техника. 2016. № 9. С. 7-10.
4. Викторов С.Д., Головин Ю.И., Кочанов А.Н., Тюрин А.И., Шуклинов А.В., Шуварин И.А., Пирожкова Т.С. Оценка прочностных и деформационных характеристик минеральных компонентов горных пород методом микро- и наноиндентирования // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2014. № 4. С. 46-54.
5. Surmeneva M.A., Surmenev R.A., Mukhametkaliyev T.M., Oehr C., Tyurin A.I., Pirozhkova T.S., Shuvarin I.A., Teresov A.D., Koval N.N. Comparative study of the radio-frequency magnetron sputter deposited cap films fabricated onto acid-etched or pulsed electron beam-treated titanium // Thin Solid Films. 2014. T. 571. № P1. C. 218-224.

## **КОРРЕЛЯЦИЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ**

**Томилин И.А., Калошкин С.Д.**

*НИТУ «МИСИС», Москва, Россия,  
[tomilin@misis.ru](mailto:tomilin@misis.ru)*

В последние годы проявился интерес к исследованиям свойств и структуры многокомпонентных сплавов. Получение в них однофазных состояний – твердых растворов с простыми кристаллическими решетками нашло термодинамическое обоснование в концепции «высокоэнтропийных сплавов», согласно которой формирование устойчивых однофазных твердых растворов в многокомпонентных системах обусловлено высокими значениями энтропии их образования при малых значениях энтальпии смешения. Эта концепция соответствует известной в термодинамике сплавов теории регулярных растворов, которая предполагает беспорядочное распределение атомов компонентов по узлам кристаллической решетки и учитывает энергию взаимодействия пар соседствующих атомов компонентов. Анализ публикаций по получению и исследованию свойств показывает, что их структура, как правило, не однофазна и для образующихся в них фаз характерно существование в них ближнего или дальнего порядка.

Термодинамический анализ энергии взаимодействия отдельных пар атомов компонентов показывает корреляцию между ее значениями и распределением компонентов по отдельным фазовым составляющим структуры, наблюдаемым в экспериментальных исследованиях. Это означает, что энтропия образования таких систем не может быть вычислена по уравнениям для идеальных и регулярных растворов и не может рассматриваться как единственная термодинамическая характеристика, определяющая формирование структуры многокомпонентных сплавов. Термин «высокоэнтропийные» сплавы не соответствует их физической природе. Термодинамические предсказания формирования фаз при разработке новых многокомпонентных сплавов должны строиться на оценках и вычислениях энергии Гиббса их образования.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНОЙ СИСТЕМЫ: ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ-ФУЛЛЕРЕН**

**Борисова П.А.**

*НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия,  
[borisovapa@mail.ru](mailto:borisovapa@mail.ru)*

Ранее [1] проведено исследование взаимодействия фуллерена с железом, которое показало, что структура получаемого композиционного материала определяется как взаимодействием фуллерена с металлом при высоких температурах при спекании, так и полиморфными превращениями насыщенного углеродом аустенита при последующем охлаждении. Для разделения этих двух процессов – растворения углерода в железе и полиморфных превращений – было исследовано взаимодействие с «аморфным» фуллереном аустенитного железоникелевого сплава, в котором отсутствуют полиморфные превращения в исследуемом диапазоне температур.

Брался, выплавленный аустенитный сплав Fe с 33,2 масс.% Ni и из прутка нарезалась тонкая стружка, которая измельчалась в порошок до размера частиц около 200 мкм в ша-

ровой мельнице. Этот порошок смешивали с 25 ат.% наноструктурного («аморфного»)  $C_{60}$  и затем перемешивали в активаторе из твердосплавного карбида вольфрама. Металлический сплав имел ГЦК кристаллическую структуру.

Было показано, что между «аморфным»  $C_{60}$  и аустенитным сплавом при высоких температурах и давлениях возникает сильное взаимодействие, что приводит к насыщению углеродом сплава и образованию карбида (легированного цементита)  $(Fe, Ni)_3C$  при сохранении гранцентрированной кубической (ГЦК) кристаллической структуры сплава.

Обнаружен барический эффект: количество растворенного углерода (увеличение периода решетки аустенита  $\Delta a$ ) уменьшается при повышении давления от 2 до 8 ГПа, что связано с увеличением объема при растворении углерода по типу внедрения. При отжиге порошка в вакуумной печи увеличение периода решетки аустенита намного меньше из-за слабого контакта частиц фуллерена и сплава.

В целом, по результатам комплексного исследования показано, что наноструктурный («аморфный») фуллерен после спекания превращается в фазы и структуры более твердые и упругие, чем металлическая компонента, и может являться хорошей упрочняющей составляющей металл-матричных композитов.

*Автор благодарит: Соменкова В.А., Блантера М.С., Бражкина В.В. и Филоненко В.П. за участие в работе. Работа выполнена с использованием научного оборудования «Исследовательский реактор ИР-8» НИЦ «Курчатовский институт». Автор благодарит за частичную материальную поддержку настоящего исследования: РФФИ (проект № 16-02-00193а), РНФ (проект № 16-12-10065).*

1. Борисова П. А., Агафонов С. С., Блантер М. С., Соменков В. А. / Нейтронографическое исследование взаимодействия железа с аморфным фуллеритом // ФТТ – 2014. – Т.56. – Вып.1. – С. 194-197.

## **ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА VST5553**

**Русаков К.А., Ледер М.О., Волков А.В., Нартова Е.М.**

*ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», Верхняя Салда, Россия,  
[sosnovsky@vsm-po.ru](mailto:sosnovsky@vsm-po.ru)*

В процессе технологических операций в различных сечениях изделий сложной формы возможно охлаждение с разной скоростью и, как следствие этого, получение различной структуры, разного фазового состава и разного уровня механических свойств.

При охлаждении с медленными скоростями охлаждения в  $\beta$ -фазе может начаться распад с образованием  $\alpha$ -фазы. Чем меньше скорость охлаждения, тем более полно пройдет распад с образованием большей доли и более крупными размерами  $\alpha$ -фазы при охлаждении. При этом меняется фактическое состояние  $\beta$ -фазы перед последующим старением, что дает различную морфологию продуктов распада, обуславливая различные механические свойства после старения. Таким образом одинаковая 2 ступенчатая термообработка полуфабрикатов различных сечений может обеспечивать различные механические свойства.

В данной работе рассмотрено влияние скорости охлаждения из  $\alpha+\beta$ -области на фазовый состав, и механические свойства сплава VST 5553 в зависимости от исходного состояния.

В работе показано, что структура сплава с пластинчатой  $\alpha$ -фазой, формирующаяся при различных скоростях охлаждения из двухфазной области значительно отличается, как после первой ступени термообработки, так и после старения. В результате формируются различные механические свойства. Установлено, что распад в  $\beta$ -фазе в процессе охлаждения происходит при скоростях охлаждения ниже  $18^\circ\text{C}/\text{мин}$ , наиболее интенсивно происходит при скоростях охлаждения  $11^\circ\text{C}/\text{мин}$ ; с уменьшением скорости охлаждения размер и доля первичной  $\alpha$ -фазы растут, наиболее существенно при скоростях охлаждения менее  $18^\circ\text{C}/\text{мин}$ ; толщина вторичной  $\alpha$ -фазы до и после старения существенно растет при скоростях охлаждения меньше  $16^\circ\text{C}/\text{мин}$ ; прирост доли  $\alpha$ -фазы при уменьшении скорости охлаждения в диапазоне  $44\text{--}11^\circ\text{C}/\text{мин}$  происходит преимущественно за счет вторичной  $\alpha$ -фазы, а в диапазоне  $11\text{--}1^\circ\text{C}/\text{мин}$  – преимущественно за счет первичной  $\alpha$ -фазы; максимальные прочностные характеристики от «подстаривания»  $\beta$ -фазы в процессе охлаждения наблюдаются при скорости охлаждения  $11^\circ\text{C}/\text{мин}$ .

В состоянии после старения прочность  $\sigma_b$  сплава при охлаждении со скоростью более  $11^\circ\text{C}/\text{мин}$  изменяется не более чем на 60 МПа; уменьшение скорости охлаждения ниже  $11^\circ\text{C}/\text{мин}$  приводит к снижению прочностных характеристик. В диапазоне  $1000\text{--}18^\circ\text{C}/\text{мин}$  пластические характеристики растут на 25% отн. и падают в 2 раза в диапазоне  $18\text{--}11^\circ\text{C}/\text{мин}$  при близкой прочности.

## DECOMPOSITION OF SUPERSATURATED SOLID SOLUTION INDUCED BY THE SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Jafarian H.<sup>1</sup>, Eivani A.R.<sup>1</sup>, Straumal B.B.<sup>2</sup>, Mazilkin A.A.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*School of metallurgy and materials engineering, Iran University of science and technology, Tehran, Iran*

<sup>2</sup>*Institute of Solid State Physics, RAS, Chernogolovka, Russia*

By means of severe plastic deformation, acquiring nanoscale within size range of less than 500 nm has hardly been reported in the literature. A novel approach is proposed to acquire nanostructured AA6063 alloy within a size range of less than 100 nm using equal channel angular pressing (ECAP). This includes application of a specially designed pre-deformation thermomechanical processing after initial solution treatment. The pre-deformation treatment starts with two passes deformation in ECAP followed by annealing at  $500^\circ\text{C}$  for 10 sec and quenching in water. An equiaxed nanostructured AA6063 alloy within the size range of less than 100 nm is obtained after 6 passes ECAP while more than 69 % of boundaries are high angle ones. The decomposition of supersaturated solid solution induced by the severe plastic deformation has been observed.

# COMPETITION BETWEEN SPD-DRIVEN PRECIPITATION AND DISSOLUTION IN Cu-BASED ALLOYS

**Straumal B.B.**<sup>1-3</sup>, **Kilmametov A.R.**<sup>2</sup>, **Baretzky B.**<sup>2</sup>, **Korneva. A.**<sup>4</sup>, **Zięba P.**<sup>4</sup>

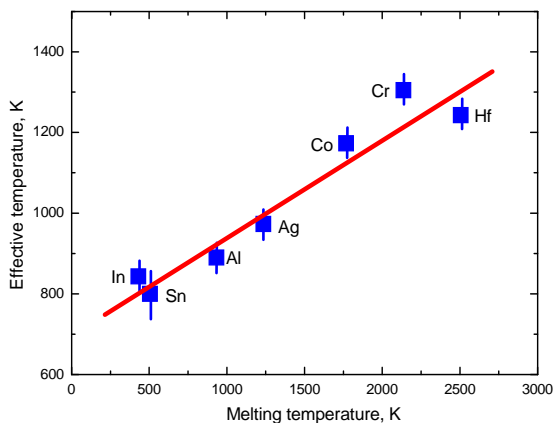
<sup>1</sup>*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, 142432, Chernogolovka*

<sup>2</sup>*Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Nanotechnologie, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

<sup>3</sup>*Laboratory of Hybrid Nanomaterials, National University of Science and Technology «MISIS», Leninskii prosp. 4, 119049 Moscow, Russia*

<sup>4</sup>*Institute of Metallurgy and Materials Science, Polish Academy of Sciences, Reymonta St. 25, 30-059 Cracow, Poland  
[straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru)*

Severe plastic deformation not only leads to grain refinement but also accelerates mass-transfer and drives phase transformations in the materials. This talk is devoted to the dynamic equilibrium between decomposition of (supersaturated) solid solution and dissolution of precipitates during high pressure torsion (HPT) of diluted Cu-based Cu–X alloys. The precipitation of particles of a second phase from a solid solution and their dissolution take place simultaneously and compete with each other. During HPT, a certain steady-state concentration  $C_s$  of a second component in a solid solution is reached, as if a sample would be annealed at a certain effective temperature  $T_{\text{eff}}$ . We found that  $T_{\text{eff}}$  linearly increases with increase of activation enthalpy of bulk traced diffusion  $H_D$ . The correlation between activation enthalpy of bulk tracer diffusion  $H_D$  and melting temperature  $T_m$  of diffusing alloying component has been found for the first time. As a result,  $T_{\text{eff}}$  linearly increases also with increase of melting temperature  $T_m$  of diffusing alloying component. The observed correlations allow one for the first time to predict the behaviour and phase transitions in the Cu-based alloys under high pressure torsion.



Correlation between effective temperature  $T_{\text{eff}}$  and melting temperature  $T_m$  of alloying element in various Cu-based alloys. The values of  $H_D$  and  $T_m$  were taken from the handbook [1].

[1] H. Mehrer. Diffusion in solids. Fundamentals, methods, materials, diffusion-controlled processes. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2007 – 650 p.

*The work was supported by the National Science Centre of Poland (grant OPUS 2014/13/B/ST8/04247), the Russian Federal Ministry for Education and Science (grants 14.A12.31.0001 and Increase Competitiveness Program of NUST«MISiS»), by the Russian Foundation for Basic Research (grants 14-08-00972 and 15-08-09325), and by Deutsche Forschungsgemeinschaft. The part of research has been performed within the Accredited Testing Laboratories with certificate No. AB 120 issued by the Polish Centre of Accreditation according to European standard PN-ISO/IEC 17025:2005 and EA-2/15.*



## ВОЗМОЖНОСТИ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ В ИЗУЧЕНИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СОСТАВА МЕТАЛЛОВ

Кудрявцев А.А., Лукашова М.В.

ООО «ТЕСКАН», Санкт-Петербург, Россия  
[aka@tescan.ru](mailto:aka@tescan.ru)

Одним из основных экспериментальных методов исследования структуры и свойств твердого тела, в том числе металлов и сплавов, является электронная микроскопия. Сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) является не только универсальным прибором для нужд физического материаловедения, а также является базисом для применения дополнительных методик с целью изучения и идентификации химического состава, микроструктуры и состояния вещества. Представлены результаты исследований металлических образцов методом СЭМ с применением дополнительного сфокусированного ионного зонда для прецизионного травления выбранной области детали и дальнейшего изучения с помощью детекторов энергодисперсионного рентгеновского микроанализа (EDS). Использование комбинации взаимодополняющих методов СЭМ, EDS, EBSD (дифракции обратно рассеянных электронов) и ТКД (дифракции рассеянных электронов на просвет) нашло отражение в изучении микроструктуры металлических сплавов на примере поперечного сечения сварного соединения стали, образца стальной трубы парового реактора, а также позволило идентифицировать структурные превращения дуплексной нержавеющей стали при коррозионных процессах. Кроме того, автоматический поиск неметаллических включений в сталях с применением СЭМ в паре с детектором EDS эффективно используется для классификации марок сталей в соответствии с международными стандартами.

Компания TESCAN (Чешская Республика) является одним из мировых лидеров по производству СЭМ, которые отлично зарекомендовали себя в области изучения самого широкого спектра материалов. Официальным торгово-техническим представителем на территории РФ и стран СНГ является компания ООО «ТЕСКАН», которая осуществляет поставку, таможенную очистку, монтаж, гарантийное и сервисное обслуживание СЭМ TESCAN, а также производит модернизацию оборудования и методическую поддержку пользователей данной марки. Компания проводит обучение правилам эксплуатации, а также, ставшие традиционными, семинары для операторов микроскопов TESCAN на русском языке на территории демонстрационно-методических центров в Санкт-Петербурге и Москве, где будущие пользователи могут ознакомиться с функциональностью оборудования на примере исследования своих образцов, а значит, подобрать комплектацию, максимально удовлетворяющую их задачам. Также поставляется/поддерживается дополнительное аналитическое оборудование, расширяющее возможности растровой электронной микроскопии: системы ориентационного и элементного микроанализа производства Oxford Instruments (Великобритания), оборудование для пробоподготовки Quorum Technologies (Великобритания), вспомогательное оборудование для электронной микроскопии Technoorg (Венгрия), системы компенсации внешних электромагнитных полей Spicer Consulting (Великобритания). Все инженеры и специалисты ООО «ТЕСКАН» прошли соответствующее обучение и имеют сертификаты от всех перечисленных производителей, поэтому пуско-наладка всего комплекта оборудования происходит единовременно «под ключ».

## OBSERVATION OF PSEUDOPARTIAL GRAIN BOUNDARY WETTING IN THE NdFeB-BASED ALLOY

Mazilkin A.A.<sup>1,2</sup>, Straumal B.B.<sup>1,2</sup>, Protasova S.G.<sup>1</sup>, Straumal A.B.<sup>1</sup>, Rabkin E.<sup>3</sup>, Baretzky B.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Ac. Ossipyan str. 2, 142432 Chernogolovka, Russia*

<sup>2</sup>*Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Nanotechnologie, Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

<sup>3</sup>*Department of Materials Engineering, TECHNION-Israel Institute of Technology, 32000 Haifa, Israel*  
[mazilkin@issp.ac.ru](mailto:mazilkin@issp.ac.ru)

The NdFeB-based alloys were invented in 1980-ies and remain the best known hard magnetic alloys. In order to reach the optimum magnetic properties the grains of hard magnetic Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B phase have to be isolated one from another by the (possibly thin) layers of a non-ferromagnetic Nd-rich phase. In this work we observe that the few nanometers thin layers of the Nd-rich phase appear between Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B grains due to the pseudopartial grain boundary (GB) wetting. Namely, some Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B/Nd<sub>2</sub>Fe<sub>14</sub>B GBs are not completely wetted by the Nd-rich melt and have the high contact angle with the liquid phase and, nevertheless, contain the 2-4 nm thin uniform Nd-rich layer. The completely, incompletely and pseudopartially wetted GB form the network with complicated topology.

*The work has been supported by the Russian Foundation for Basic Research (grants 15-03-01127 and 15-53-06008), Israeli Ministry of Science, Technology and Space, and Karlsruhe Nano Micro Facility operated by the by the Karlsruhe Institute of Technology.*

## ROLE OF GRAIN BOUNDARIES IN FERROMAGNETIC BEHAVIOUR OF ZnO

**Straumal P.B.<sup>1,2</sup>, Protasova S.G.<sup>3,4</sup>, Mazilkin A.A.<sup>3,5</sup>, Straumal B.B.<sup>1,3,5</sup>, Goering E.<sup>4</sup>,  
Schütz G.<sup>4</sup>, Baretzky B.<sup>4</sup>**  
[peter.straumal@yandex.ru](mailto:peter.straumal@yandex.ru)

<sup>1</sup>*National University for Research and Technology “MISiS”, Leninsky prospect 4, 119991 Moscow, Russia*

<sup>2</sup>*Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Leninsky prospect 49, 117991 Moscow, Russia*

<sup>3</sup>*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Ac. Ossipyan str. 2, 142432 Chernogolovka, Russia*

<sup>4</sup>*Max-Planck-Institut für Intelligente Systeme, Heisenbergstrasse 3, 70569 Stuttgart, Germany*

<sup>5</sup>*Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Nanotechnologie, Hermann-von-Helmholtz-Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

The possibility to attain ferromagnetic (FM) properties for the transparent semiconductor oxides like ZnO is very promising for future spintronic applications. We demonstrate in this review that ferromagnetism is not an intrinsic property of ZnO crystalline lattice but is that of ZnO/ZnO grain boundaries. If ZnO polycrystal contains enough grain boundaries, it can transform into FM state even without doping by “magnetic atoms” like Mn, Co, Fe or Ni. However, such doping facilitates the appearance of FM in ZnO. It increases the saturation magnetisation and decreases the critical amount of grain boundaries needed for FM. The drastic increase of the total solubility of dopants in ZnO with decreasing grain size has been also observed. It is explained by the multilayer grain boundary segregation.

*The work has been supported by the Russian Foundation for Basic Research (grants 15-03-04220, 15-53-06008 and 15-33-70051), Deutsche Forschungsgemeinschaft, Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project 14.B25.31.0018), programme “New Materials” of Russian Academy of Sciences.*

## **ФАСЕТИРОВАНИЕ ДВИЖУЩЕЙСЯ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦЫ**

**Сурсаева В.Г., Прокофьев С.И.**

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*  
[sursaeva@issp.ac.ru](mailto:sursaeva@issp.ac.ru)

Экспериментально изучено движение зернограничной системы в форме полупетли в цинке с участием фазового перехода фасетирования-дефасетирования. Дается картина изменения формы и кинетических свойств движущейся границы, которая содержит различные структурные элементы (криволинейные сегменты, фасетки, и ребра первого рода). Измерены важные кинетические параметры (скорость, подвижность и энтальпия активации движения) для фасеток, зернограничной системы в форме полупетли как целого и зернограничного ребра первого рода с криволинейными и плоскими сегментами. Фазовый переход фасетирования, который идёт параллельно с движением границы, изменяет её форму и приводит к нестационарности движения. Это в свою очередь является причиной появления гистерезиса на температурной зависимости подвижности зернограничной системы.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00248)*

## Именной указатель

Абдугаффарова К.К.	82, 126	Буташин А.В.	81
Абросимова Г.Е.	21, 22	Вавилов Д.С.	11
Аверкин А.И.	130	Вайнштейн Д.Л.	29
Аксёнова К.В.	141-144	Васюков В.М.	194
Алексеева Л.Е.	164	Вахрушев В.О.	29
Алёшин А.Н.	27	Велигжанин А.А.	107, 113
Анастасиади Г.П.	28	Великоднев В.Я.	163
Андреев Н.В.	27	Величков А.И.	101
Андриевский Р.А.	3	Вершинина Т.Н.	87
Андронов И.Н.	109	Викарчук А.А.	47, 82, 90, 126, 165
Анучина Е.А.	147	Викторов С.Д.	85, 195
Ари-Гур П.	125	Влашевич В.В.	58, 59
Аронин А.С.	21, 22	Внуков В.И.	152
Асланян Э.Г.	194	Волков А.В.	178, 197
Астафурова Е.Г.	36, 37, 43, 44, 88, 89	Волков А.Е.	70
Атрошенко С.А.	110	Волков Г.А.	193
Афоникова Н.С.	136, 171	Воробьев М.О.	194
Баранов Г.В.	187	Воробьева О.И.	169
Барахтин Б.К.	84	Вьюненко Ю.Н.	70, 193
Батгэрэл Б.	102	Гальченко Н.К.	36
Батраков А.А.	122	Ганеев А.В.	123
Батурин А.А.	92, 176	Гасанов М.Ф.	97
Бахметьев А.М.	189	Геттингер М.В.	118
Белкин О.А.	186	Гилевски А.	50
Белов В.Ю.	187	Гирсова Н.В.	176
Белослудцева Е.С.	3	Глезер А.М.	4, 8 25, 111, 161
Березнер А.Д.	72-75, 77	Головин С.А.	181
Бесшапошников Ю.П.	38	Головин Ю.И.	194, 195
Бетехтин В.И.	9, 191	Голосов Е.В.	87
Благовещенский Ю.В.	186	Гонзалес-Легаррета Л.	125
Блантер М.С.	16	Гончаров А.Л.	32
Бобров А.А.	184, 188	Гончаров С.С.	14
Богущий В.Б.	35	Гончарова Е.Н.	138
Болдин М.С.	115, 186, 187	Горнакова А.С.	31, 79
Борисова П.А.	16, 196	Горшенков М.В.	111, 113
Борисова Ю.И.	149	Горшунов Б.П.	121
Бородин И.Н.	110	Гостевская А.Н.	139
Бражкин В.В.	16	Грабовецкая Г.П.	45, 46
Браиловский В.	4	Гребеньщиков А.С.	178
Братан С.М.	35	Гринберг Б.А.	15, 34
Бродова И.Г.	174	Гринберг Е.М.	14
Брюханов И.А.	129	Гришков В.Н.	92, 176
Бугаев А.С.	27		
Будилов В.В.	44		
Буржанов А.А.	164		

Громов В.Е.	137-139, 141-146, 148	Зубавичус Я.В.	107
Грызунов А.М.	90	Зыкова А.П.	128
Грызунова Н.Н.	47, 90, 165	Иванов М.А.	15
Гувалов А.А.	103, 104	Иванов М.Б.	168
Гундарев В.М.	69	Иванов С.М.	68
Гундырев В.М.	7	Иванов Ю.Ф.	138, 139, 141-144, 146, 148
Гусева Д.Г.	120	Изюмова А.Ю.	174
Данилова Е.С.	68	Индейцев Д.А.	11
Дегтярева В.Ф.	136, 180	Иноземцев А.В.	34, 38
Дежин В.В.	133, 134	Ионин А.А.	87
Демент Т.В.	128	Йонсон Э.	177
Демина М.Ю.	109	Исаева Н.В.	186
Денисенко К.С.	114	Исмаилов А.М.	81
Денисов М.С.	170	Кадач М.В.	112
Денисова А.Г.	47	Кадомцев А.Г.	9, 191
Дильмиева Э.Т.	50, 100, 125	Калетин А.Ю.	69
Дин Кай Цзянь	172	Калетина Ю.В.	69
Дитенберг И.А.	119	Калошкин С.Д.	196
Дмитриев С.В.	80	Каманцев А.П.	50, 100, 125
Дмитриевский А.А.	120	Каминский П.П.	40
Добаткин С.В.	37	Каневский В.М.	81
Дорогин Л.М.	82	Капралов Е.В.	146
Дорогов М.В.	82, 126	Каракозов А.Е.	121
Дорофеев Г.А.	68	Кардашев Б.К.	9
Дубинский С.М.	4	Карпинский Д.Н.	91
Дубровская А.С.	45	Карпов М.И.	10, 20, 152
Дудко В.А.	149	Карьев Л.Г.	71
Дэн Н.Х.	50	Качалин Г.В.	122
Енишерлова К.Л.	86	Кийко В.М.	153-159
Ерубаев Е.А.	168	Киреева И.В.	94
Ершова А.В.	189	Клевцов Г.В.	123
Ефимов О.Ю.	148	Клюева Е.С.	14
Ефремова Н.Ю.	120	Ключник П.А.	30
Жапова Д.Ю.	176	Ковалев А.И.	29
Желтов М.А.	96, 97	Ковалевская Ж.Г.	83
Желтякова И.С.	10	Когтенкова О.А.	171
Жидков М.В.	87	Кожушко В.В.	70
Жукова Е.С.	121	Козлов Э.В.	24
Загуляев Д.В.	147	Козлова Н.А.	184, 189
Занина А.П.	71	Коледов В.В.	50, 78, 100, 124, 125
Захаров Г.Н.	43	Колесникова К.И.	171
Захаров П.В.	80	Колобов Ю.Р.	9, 87, 168
Зельдович В.И.	7	Колупаева С.Н.	169
Зенина Е.В.	139	Комиссарова И.А.	146
Зилова О.С.	122	Кондратьев С.Ю.	28
Зограф Г.П.	130	Конева Н.А.	24
Золотов А.Е.	96, 97	Коновалов С.В.	139, 143-148
		Конопацкий А.С.	4

Конькова Т.Н.	127	Мадилгама А.С.	125
Копылов В.И.	176, 184, 185, 189	Мазилкин А.А.	198, 201, 202
Коржов В.П.	20, 153, 154, 155, 158, 159	Майер А.Е.	36, 37, 43, 44, 88, 89, 110
Корзников А.В.	127	Макаров В.В.	3
Корзникова Г.Ф.	127	Макаров С.В.	87
Кормышев В.Е.	145, 146	Малашенко В.В.	173
Корнева М.А.	136	Малашенко Т.И.	173
Королев А.В.	3, 182	Малыгин Г.А.	130
Коротцкий А.В.	4	Мальцев А.В.	90
Короткова В.В.	188	Мамедова А.А.	104
Косинов Д.А.	139, 142	Манохин С.С.	9, 168
Костерев В.Б.	142, 148	Маркова Г.В.	14, 181
Коуров Н.И.	3, 182	Марченков А.Ю.	32
Кочанов А.Н.	85, 195	Марченков В.В.	182
Кочегаров С.С.	96	Марченкова Е.Б.	3
Кошкидько Ю.С.	125	Матвеев Д.В.	21, 22
Крапошин В.С.	28, 39	Матюнин В.М.	32
Крисько О.В.	130-132	Маширов А.В.	50, 125
Кудря А.В.	178	Мелехин Н.В.	185, 187
Кудрявцев А.А.	200	Мельников Е.В.	36, 37, 43, 44, 88, 89
Кудряшов С.И.	87	Мерсон Е.Д.	123
Кузнецов А.В.	84	Метлов Л.С.	160, 161
Кузнецов С.И.	135	Мещеряков Ю.И.	11
Кузьменко И.Н.	168	Мигель И.А.	98, 99
Кульгейко М.П.	56	Мирзаев Д.А.	48
Куранова Н.Н.	3	Миронов С.Ю.	127
Курзина И.А.	128	Михайлов А.С.	189
Кустов А.И.	98, 99	Мишетьян А.Р.	12
Куц О.А.	94	Мишин И.П.	45, 46
Кучин Д.С.	100	Молдованова Е.А.	40
Ладыянов В.И.	68	Молотков С.Г.	145
Ланцев Е.А.	186-188	Морозов Е.В.	78, 124
Ларин А.В.	129	Морозов К.В.	141
Левандовский Б.И.	130	Москвина В.А.	36, 37, 43, 44, 88, 89
Ледер М.О.	178, 197	Мукосеева М.О.	181
Лепешкин С.В.	101	Мурашов А.А.	188
Ливанова Н.О.	162	Мурзаев Р.Т.	126
Ливанова О.В.	162	Муслимов А.Э.	81
Лигачев А.Е.	87	Мышляев М.М.	127, 160
Лопатин Ю.Г.	185, 188	Назаров А.А.	126, 151
Лось А.С.	50	Найденкин Е.В.	37
Лотков А.И.	92, 176	Наими Е.К.	105, 106
Лубенченко А.В.	122	Нартова Е.М.	197
Лукашова М.В.	200	Нарыкова М.В.	9
Лысенкова Е.В.	112	Невский С.А.	137, 145
Лютцау А.В.	86	Некрасов А.Н.	152
Лянге М.	125	Нефёдов С.А.	135
Магницкая М.В.	101, 121	Нечаев Ю.С.	17, 18

Никитина Е.Н.	144	Пузынин И.В.	102
Николаев А.В.	101	Пузынина Т.П.	102
Николаев В.И.	130	Пушин А.В.	3
Никоненко Е.Л.	128	Пушин В.Г.	3
Никулин С.А.	113, 114	Пушкин М.С.	34, 38
Новосветлова Е.Э.	181		
Носова Г.И.	111	Разоренов С.В.	174
Нохрин А.В.	115, 184-189	Рамазанов К.Н.	44
		Рогачев С.О.	112-114
Овчинников П.Н.	120	Родионов И.С.	92
Одесский П.Д.	37	Романов А.Е.	82, 165
Окишев К.Ю.	48	Романов Д.А.	138
Орлов В.И.	167	Ростовцев Р.Н.	25
Осинская Ю.В.	41, 42	Рубан О.А.	27
Осинцев К.А.	146	Рубанникова Ю.А.	139
Осипович К.С.	93	Русakov К.А.	178, 197
Остриков О.М.	51-67	Рыклина Е.П.	192
		Рюмцев А.А.	66
Пантелеев И.А.	174		
Панченко Е.Ю.	93	Савенков Г.Г.	84
Панченко М.Ю.	94	Саламатин А.В.	101
Пацелов А.М.	33, 34	Саламатин Д.А.	101
Пентегов С.А.	29	Сандлер Н.Г.	189
Перевезенцев В.Н.	175	Санников С.В.	91
Перевозчикова Ю.А.	182	Сарычев В.Д.	137
Перегудов О.А.	141	Сахаров Н.В.	184, 186, 187
Пермякова И.Е.	8	Свирид А.Э.	3
Першина Е.А.	21, 22	Святышева Е.В.	28
Петрова А.Н.	174	Селезнев Л.В.	87
Петухов Б.В.	30	Семёнов Д.С.	124
Печина Е.А.	68, 111	Семенов М.Ю.	39, 172
Пигалева И.Н.	123	Семенычева А.В.	108
Пилюгин В.П.	13, 15	Сидоров С.А.	75, 76
Пирожкова Т.С.	194, 195	Сидоров С.В.	122
Пирожникова О.Э.	185	Силонов В.М.	130, 140, 179
Писарева Д.С.	148	Симанович Н.М.	56, 57
Пискунов А.В.	184, 185, 188	Синицын Д.В.	87
Плужникова Т.Н.	72, 73, 75-77	Ситников Н.Н.	190
Покоев А.В.	41, 42	Скоробогатова Т.В.	131
Полугрудова Л.С.	109	Скубов Д.Ю.	11
Полякова К.А.	192	Слаутин О.В.	34
Полянский А.М.	166	Смирнова Е.С.	184, 186, 188
Полянский В.А.	166	Соколова Н.А.	190
Пономарева Ю.В.	148	Соколовская Э.А.	178
Попов А.А.	115, 186, 187	Соловьев А.Н.	118
Попова Н.А.	128	Соловьева Ю.В.	118
Приезжева А.Н.	82, 126	Соменков А.В.	16
Прокофьев С.И.	31, 79, 177, 203	Старенченко В.А.	118
Прокошкин С.Д.	4, 192	Старенченко С.В.	118
Протасова С.Г.	200, 202	Стариков С.В.	136
Прохоров Д.В.	20	Старостенков М.Д.	80
		Степанова Е.Н.	45, 46



Стомахин А.Я.	112	Христова Р.Д.	102
Страумал А.Б.	31, 171, 201	Цвик Я.	125
Страумал Б.Б.	171, 198, 199, 201, 202	Цвященко А.В.	101
Страумал П.Б.	171, 202	Чевская О.Н.	12, 163
Строганова Т.С.	152	Чегуров М.К.	184, 189
Сундеев Р.В.	17, 18, 107, 111, 113, 161	Черкасова Т.В.	24
Сурсаева В.Г.	31, 203	Чернышов А.А.	107
Суханов И.И.	119	Черняева Е.В.	70
Счастливец В.М.	7	Чиркунова Н.В.	126
Сысоев А.Н.	184, 185, 187- 189	Чувильдеев В.Н.	108, 115, 184- 189
Табачкова Н.Ю.	189	Чумляков Ю.И.	93, 94
Талис А.Л.	28, 39	Шабалов И.П.	12, 163
Тарасова Е.Ю.	135	Шавров В.Г.	50, 78, 124, 125
Темпер Э.М.	86	Шадрина Я.С.	188
Терентьев А.В.	188	Шалимова А.В.	107, 111, 161
Терентьев Е.В.	32	Шарипов З.А.	102
Тересов А.Д.	46	Шаркеев Ю.П.	83
Терещенко Н.А.	48	Шафеев М.Р.	47
Тимонина А.В.	31	Шахбанова С.Г.	41
Толмачев Т.П.	15	Шахназаров К.Ю.	116, 117
Томилин И.А.	196	Шейх-Али А.Д.	29
Томчук А.А.	17, 18, 25	Шеляков А.В.	124, 190
Тришкина Н.А.	24	Шереметьев В.А.	4
Трушин В.Н.	187	Шибков А.А.	95-97
Тряев П.В.	189	Шлыкова А.А.	73, 74
Тухлиев З.К.	102	Шляров В.В.	147
Тюменцев А.Н.	119, 150	Шмидт А.А.	169
Тюрин А.И.	194, 195	Шотин С.В.	186
Уксусников А.Н.	3	Шрон Л.Б.	35
Улюкин А.В.	123	Шуйцев А.В.	181
Федоров В.А.	71-77	Шуркаева И.В.	122
Федотов Д.Ю.	72, 75, 77	Шурыгина Н.А.	17, 18
Федотов С.Ю.	78, 124	Щетинин И.В.	27
Филиппов В.Г.	12, 162-164	Эгамов М.Х.	49
Филиппова В.П.	17, 18	Энхтор Л.	179
Филоненко В.П.	16	Эрнандо Гранде Б.	125
Фомичева Л.Н.	101	Якимов Е.Б.	167
Фонов В.П.	122	Яковлев А.В.	72, 75-77
Фролова Н.Ю.	69	Яковлев Ю.А.	166
Хабибуллина И.А.	190	Яковлева И.Л.	48
Хаткевич В.М.	112-114	Ямщикова К.С.	42
Химич М.А.	83	Ярыкин Н.А.	167
Хлопков Е.А.	193		
Ховайло В.В.	125		
Хон Ю.А.	40		
Христов И.Г.	102		

Amram D.	183	Kosinova A.	26
Baretzky B.	199, 201, 202	Muktepavela F.	19
Baylan S.	183	Ostapovets A.	23
Beregovsky M.	183	Rabkin E.	26, 183, 201
Brailovski V.	5	Richter G.	183
Budzynski M.	101	Schwaiger R.	26
Eivani A.R.	198	Schütz G.	202
Goering E.	202	Shvindlerman L.S.	5
Gorokhova E.	19	Sursaeva V.G.	5
Gottstein G.	5	Weber H.W.	182
Jafarian H.	198	Zabels R.	19
Kilmametov A.R.	199	Zapolsky H.	6
Klinger L.	26, 183	Zięba P.	199
Korneva. A.	199		

## Содержание

Андриевский Р.А. ПРОЧНОСТЬ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ - НОВЫЕ ПОДХОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ	3
Пушин В.Г., Белослудцева Е.С., Королев А.В., Коуров Н.И., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Макаров В.В., Пушин А.В., Свирид А.Э., Укусников А.Н. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	3
Прокошкин С.Д., Дубинский С.М., Коротицкий А.В., Браиловский В., Глезер А.М., Конопацкий А.С., Шереметьев В.А. НАНОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА	4
Brailovski V. METALS AND METALLIC ALLOYS PROCESSED BY SELECTIVE LASER MELTING	5
Gottstein G., Shvindlerman L.S., Sursaeva V.G. STABILITY OF GRAIN MICROSTRUCTURE AND EFFICIENCY OF GRAIN GROWTH INHIBITION IN NANOCRYSTALLINE MATERIALS	5
Zapolsky H. ATOMISTIC MODELLING OF CARBON DIFFUSION IN MARTENSITE	6
Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливцев В.М. ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ И МЕХАНИЗМ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ПАКЕТНЫМ МАРТЕНСИТОМ	7
Пермякова И.Е., Глезер А.М. ВЛИЯНИЕ МПД И ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА	8
Бетехтин В.И., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г., Колобов Ю.Р., Манохин С.С. УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВТ1-0 В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ.	9
Желтякова И.С., Карпов М.И. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Ti-Al КОМПОЗИТА	10
Индейцев Д.А., Мещеряков Ю.И., Скубов Д.Ю., Вавилов Д.С. ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЙ В МАТЕРИАЛЕ	11
Мишеньян А.Р., Шабалов И.П., Чевская О.Н., Филиппов Г.А. О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ХЛАДНОЛОМКОСТЬ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ РАЗНОГО КЛАССА ПРОЧНОСТИ	12
Пиллюгин В.П. О РОЛИ СДВИГОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В БАРИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ ТВЕРДОГО ТЕЛА	13

Гринберг Е. М., Маркова Г. В., Клюева Е. С., Гончаров С. С. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРИ СТАРЕНИИ СПЛАВОВ Mn-Cu	14
Гринберг Б.А., Иванов М.А., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ КЕРАМИКИ И СТЕКОЛ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	15
Блантер М.С., Борисова П.А., Бражкин В.В., Филоненко В.П., Соменков А.В. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНОМ ФУЛЛЕРЕНЕ C <sub>70</sub> ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ	16
Нечаев Ю.С., Филиппова В.П., Шурыгина Н.А., Сундеев Р.В., Томчук А.А. ФАЗОПОДОБНЫЕ НАНОСЕГРЕГАЦИИ НА ДИСЛОКАЦИЯХ И ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ФАЗ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ, ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ	17
Нечаев Ю.С., Филиппова В.П., Шурыгина Н.А., Сундеев Р.В., Томчук А.А. О ВОЗМОЖНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЖИДКОПОДОБНОГО СОСТОЯНИЯ В НАНО- И МИКРООБЛАСТЯХ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ	18
Muktepavela F., Zabels R., Gorokhova E. MICROSTRUCTURAL FACTOR IN PROPERTIES OF ZnO:In CERAMICS	19
Прохоров Д.В., Карпов М.И., Коржов В.П. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Nb-Al ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО РАЗЛИЧНЫМ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ СХЕМАМ	20
Аронин А.С., Матвеев Д.В., Першина Е.А., Абросимова Г.Е., СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ	21
Абросимова Г.Е., Аронин А.С. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	21
Першина Е.А., Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В. ОСОБЕННОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА Al <sub>90</sub> Y <sub>10</sub> ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	22
Ostapovets A. FACETING AND MIGRATION OF DEFORMATION TWIN BOUNDARIES IN HCP METALS	23
Конева Н.А., Тришкина Н.А., Черкасова Т.В., Козлов Э.В. ДЕФЕКТНАЯ СТРУКТУРА ВБЛИЗИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Cu-Al	24
Томчук А.А., Глезер А.М., Ростовцев Р.Н. РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В СПЛАВЕ FeNi ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	25
Kosinova A., Schwaiger R., Klinger L., Rabkin E. ANNEALING-INDUCED INDENTS RECOVERY AND DEWETTING IN THIN Au(Fe) BI-LAYER FILMS	26
Алёшин А.Н., Бугаев А.С., Рубан О.А., Щетинин И.В., Андреев Н.В. ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ В СЛОЯХ СТУПЕНЧАТОГО МЕТАМОРФНОГО БУФЕРА	27

Крапошин В.С., Талис А.Л., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П. Святышева Е.В. КАРБИДНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ IN SITU $M_7C_3 - M_{23}C_6$ В ЛИТОМ СПЛАВЕ Fe–Cr–Ni И НЕКРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ СИММЕТРИЯ ПРЕВРАЩЕНИЯ	28
Шейх-Али А.Д. СПАРЕННОСТЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ И МИГРАЦИИ ГРАНИЦ: ФЕНОМЕНОЛОГИЯ И МЕХАНИЗМЫ	29
Вахрушев В.О., Ковалев А.И., Вайнштейн Д.Л., Пентегов С.А. НОВЫЙ ПОДХОД К АНАЛИЗУ ДИНАМИКИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ НАНОЛАМИНАТНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ	29
Ключник П. А., Петухов Б. В. ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСНОЙ АТМОСФЕРЫ НА ДЕФОРМАЦИЮ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	30
Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Тимонина А.В., Страумал А.Б., Сурсаева В.Г. ОБРАЗОВАНИЕ И РОСТ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПРОСЛОЕК ( $\beta Ti$ ) В СПЛАВАХ ВТ6 В ДВУХФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ( $\alpha + \beta$ )	31
Матюнин В.М., Терентьев Е.В., Марченков А.Ю., Гончаров А.Л. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	32
Пацелов А.М. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СЛОЕВ И ПРОЧНОСТЬ ЛАМИНАТОВ Ti/Al <sub>3</sub> Ti	33
Пацелов А.М., Гринберг Б.А., Слаутин О.В., Иноземцев А.В., Пушкин М.С. РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЕ И ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКИЕ ИССЛЕ- ДОВАНИЯ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЙ МЕДЬ-ТИТАН, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ	34
Шрон Л.Б., Братан С.М., Богуцкий В.Б. РАСЧЕТНАЯ ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С УГЛОВЫМИ ШВАМИ	35
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Гальченко Н.К. ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОЙ СТАЛИ	36
Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Найденкин Е.В., Одесский П.Д., Добаткин С.В. ОСОБЕННОСТИ ЗЕРЕННО-СУБЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И ОТЖИГОВ	37
Пушкин М.С., Иноземцев А.В., Бесшапошников Ю.П. РЕЛЬЕФ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ ОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	38
Семенов М.Ю., Крапошин В.С., Талис А.Л. РАСЧЕТ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО БАРЬЕРА ПОЛИМОРФНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В Fe	39
Хон Ю.А., Каминский П.П., Молдованова Е.А. НЕДИФФУЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ И НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	40

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Шахбанова С.Г. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСС ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9	41
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Ямщикова К.С. ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д1, СОСТАРЕННОМ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	42
Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Захаров Г.Н. ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ И РЕЛАКСАЦИЮ НАПРЯЖЕНИЙ В <111> МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА	43
Москвина В. А., Астафурова Е.Г., Рамазанов К.Н., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Будилов В.В. ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НАСЫЩАЮЩЕГО ГАЗА ПРИ ИОННОМ АЗОТИРОВАНИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА	44
Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Дубровская А.С., Степанова Е.Н. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Zr- 1Nб В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ	45
Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Степанова Е.Н., Тересов А.Д. ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ НА СПЕКТР РАЗОРИЕНТИРО- ВОК ГРАНИЦ ЗЕРЕН УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО МОЛИБДЕНА	46
Денисова А.Г. Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Шафеев М.Р. ОСОБЕННОСТИ МОРФОЛОГИИ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МЕДЬ-ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ СПОСОБОМ	47
Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю. ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА В Cr-Mn-Si СТАЛИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ	48
Эгамов М.Х. МОДИФИКАЦИЯ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ ПРОВОДЯЩЕГО СЛОЯ ДЛЯ ОРИЕНТИРОВАНИЯ ЖИДКИХ КРИСТАЛЛОВ В ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ УСТРОЙСТВАХ	49
Каманцев А.П., Маширов А.В., Дильмиева Э.Т., Коледов В.В., Шавров В.Г., Лось А.С., Гилевски А., Дэн Н.Х. ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В СИЛЬНЫХ ИМ- ПУЛЬСНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ ПРИ ПОМОЩИ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕС- КОГО ДАТЧИКА ТЕМПЕРАТУРЫ	50
Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОДВОЙНИКОВ В ДВОЙНИКАХ ДРУГИХ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ НАПРАВЛЕНИЙ	51
Остриков О.М. ОБРАЗОВАНИЕ ПОЛОС СДВИГА В СДВОЙНИКОВАННОМ ОБЪЕМЕ	52
Остриков О.М. УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА С НЕТОНКИМ МЕХАНИЧЕСКИМ ДВОЙНИКОМ В СЛУЧАЕ ПЛОСКОГО ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ	53

Остриков О.М. УРАВНЕНИЕ СОВМЕЩНОСТИ ДЕФОРМАЦИЙ ДЛЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА С НЕТОНЫМ МЕХАНЫЧЕСНЫМ ДВОЙНЫКОМ	54
Остриков О.М. УСЛОВНЕ РАВНОВЕСИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА С НЕТОНЫМ ДЕФОРМАЦИОННЫМ ДВОЙНЫКОМ В СЛУЧАЕ ПЛОСКОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ	55
Симанович Н.М., Остриков О.М., Кульгейко М.П. ФОРМИРОВАНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ АНСАМБЛЕЙ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ НАПРАВЛЕНИЯХ СКРАЙБИРОВАНИЯ ЕГО ПОВЕРХНОСТИ (111)	56
Симанович Н.М., Остриков О.М. ВЛИЯНИЕ РАСПОЛОЖЕНИЯ РЕБЕР ИНДЕНТОРА ВИККЕРСА ПО ОТНОШЕНИЮ К НАПРАВЛЕНИЮ СКРАЙБИРОВАНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА	57
Влашевич В.В., Остриков О.М. ФОРМИРОВАНИЕ СЕТКИ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА, ДЕФОРМИРУЕМЫХ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ	58
Влашевич В.В., Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ ДВОЙНИКОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛЕ ВИСМУТА ПРИ ВЫСОКИХ НАГРУЗКАХ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ (111)	59
Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕХАНЫЧЕСКИХ МИКРОДВОЙНИКОВ С МИКРОСКОПИЧЕСКИМИ ДЕФЕКТАМИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА ПРИ ИХ ОДНООСНОМ СЖАТИИ	60
Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ СПЛЕТЕНИЯ ДВОЙНИКОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА ПРИ ИХ ИНТЕНСИВНОМ ОДНООСНОМ СЖАТИИ	61
Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТРЕЩИН С ДВОЙНИКОВЫМИ ПРОСЛОЙКАМИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВИСМУТА	62
Остриков О.М. СИЛОВОЙ БАЛАНС НА ГРАНИЦАХ ОСТАТОЧНОГО КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА	63
Остриков О.М. О РЕЗОНАНСЕ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ	64
Остриков О.М. ДИНАМИКА ГРАНИЦ ОСТАТОЧНОЙ ДВОЙНИКОВОЙ ПРОСЛОЙКИ	65
Рюмцев А.А., Остриков О.М. НАПРЯЖЕНИЯ У ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО МАТЕРИАЛА ВОЗЛЕ ПОЛОСЫ СДВИГА ПРИ ПРИЛОЖЕНИИ К МАТЕРИАЛУ НОРМАЛЬНОЙ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ	66

Остриков О.М. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ГРАНИЦЫ ОСТАТОЧНОГО ДВОЙНИКА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНЕЙ НАГРУЗКИ	67
Печина Е.А., Данилова Е.С., Иванов С.М., Дорофеев Г.А., Ладьянов В.И. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cu-Zn В ПРОЦЕССЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	68
Калетина Ю.В., Фролова Н.Ю., Гундарев В.М. Калетин А.Ю. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА Ni-Mn-In	69
Вьюненко Ю.Н., Кожушко В.В., Волков А.Е., Черняева Е.В. АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ НЕРАВНОМЕРНОГО НАГРЕВА	70
Федоров В.А., Карьев Л.Г., Занина А.П. ЭМИССИЯ И МЕХАНОЭМИССИЯ В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ	71
Федотов Д.Ю., Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д. УСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА МЕТОДАМИ НА ИЗГИБ И РАСТЯЖЕНИЕ	72
Федоров В.А., Березнер А.Д., Плужникова Т.Н., Шлыкова А.А. ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЛЕНТОЧНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА	73
Федоров В.А., Шлыкова А.А., Березнер А.Д. О ВЗАИМОСВЯЗИ ИНТЕНСИВНОСТИ СВЕЧЕНИЯ ЭРОЗИОННОГО ФАКЕЛА С ПРОЦЕССАМИ, ПРОТЕКАЮЩИМИ В ЗОНЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Zr	74
Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В. ВЛИЯНИЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА ВЕЛИЧИНУ СБРОСОВ МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ В АМОРФНОМ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	75
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	76
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю. ЭВОЛЮЦИЯ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ	77
Федотов С.Ю., Морозов Е.В., Коледов В.В., Шавров В.Г. ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В БЫСТРОЗАКАЛЁННОЙ ЛЕНТЕ СПЛАВА Ti <sub>2</sub> NiCu С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	78
Горнакова А.С., Прокофьев С.И. ОПРЕДЕЛЕНИЕ СООТНОШЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ МЕЖЗЕРЕННЫХ И МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В СПЛАВЕ ВТ6	79
Захаров П.В., Старостенков М.Д., Дмитриев С.В. ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В БИАТОМНЫХ КРИСТАЛЛАХ СОСТАВА АВ И А <sub>3</sub> В	80



Муслимов А.Э., Буташи А.В., Каневский В.М., Исмаилов А.М. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА	81
Приезжева А.Н., Дорогов М.В., Дорогин Л.М., Абдугаффарова К.К., Викарчук А.А., Романов А.Е. ОБРАЗОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ ПОЛОСТЕЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ МЕДИ В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГА	82
Химич М.А., Ковалевская Ж.Г., Шаркеев Ю.П. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА Ti-Nb	83
Савенков Г.Г., Кузнецов А.В., Барахтин Б.К. СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ И ИНТЕНСИВНАЯ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ. ОБЩНОСТЬ И РАЗЛИЧИЕ	84
Викторов С.Д., Кочанов А.Н. МИКРОЧАСТИЦЫ ПРИ ВЗРЫВНОМ РАЗРУШЕНИИ ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	85
Лютцау А.В., Темпер Э.М., Енишерлова К.Л. ПОЛУЧЕНИЕ ОТРАЖЕНИЙ ОТ ПЛОСКОСТЕЙ, НЕПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТИ, В МНОГОСЛОЙНЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ МЕТОДОМ АСИММЕТРИЧНЫХ СХЕМ ОДНОКРИСТАЛЬНОЙ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ ПАРАЛЛЕЛЬНОГО ПУЧКА.	86
Голосов Е.В., Колобов Ю.Р., Жидков М.В., Вершинина Т.Н., Ионин А.А., Кудряшов С.И., Макаров С.В., Селезнев Л.В., Синицын Д.В., Лигачев А.Е. ВЛИЯНИЕ ФЕМТОСЕКУНДНОГО ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СТРУКТУРНО- ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	87
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А. ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ Fe-28Mn-2.8Al-1.3C	88
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ И ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 01X17N13M3 ПРИ ПРОКАТКЕ	89
Грызунов А.М., Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Мальцев А.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕДНЫХ КРИСТАЛЛАХ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА В ПРОЦЕССЕ ТЕРМООБРАБОТКИ.	90
Карпинский Д.Н., Санников С.В. РАСЧЕТ УСЛОВИЙ ИСПУСКАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ ИЗ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ	91
Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Родионов И.С. ВОДОРОДНАЯ ХРУПКОСТЬ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДВОЙНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С РАЗНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА	92
Осипович К. С., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И. ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ $Ti_{49,8}Ni_{50,8}$ , ОРИЕНТИРОВАННЫХ ВДОЛЬ <111>-НАПРАВЛЕНИЯ	93

Куц О.А., Панченко М.Ю., Киреева И.В., Чумляков Ю.И. ВЛИЯНИЕ ВРЕМЕНИ СТАРЕНИЯ НА ТЕРМОУПРУГИЕ $\gamma$ - $\alpha'$ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlNbV	94
Шибков А.А. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПРЕРЫВИСТУЮ ДЕФОРМАЦИЮ И ПОЛОСООБРАЗОВАНИЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	95
Кочегаров С.С., Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е. ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИИ НА ПРЕРЫВИСТУЮ ДЕФОРМАЦИЮ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА	96
Гасанов М.Ф., Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е. ПОДАВЛЕНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ В ДЕФОРМИРУЕМОМ СПЛАВЕ АМГ6	97
Кустов А.И., Мигель И.А. РАЗРАБОТКА АМД-МЕТОДОВ КОНТРОЛЯ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ И МЕХАНО-АКТИВАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ	98
Кустов А.И., Мигель И.А. АНАЛИЗ ЗАВИСИМОСТЕЙ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ ОТ СТЕПЕНИ ИХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПАРАМЕТРОВ ПОКРЫТИЙ ПОВЕРХНОСТИ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН	99
Кучин Д. С., Коледов В. В., Каманцев А. П., Дильмиева Э.Т. МАГНИТОИНДУЦИРОВАННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВА NiMnGa С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	100
Магницкая М.В., Цвященко А.В., Фомичева Л.Н., Саламатин Д.А., Лепешкин С.В., Величков А.И., Саламатин А.В., Николаев А.В., Budzynski M. ГРАДИЕНТ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ В МАГНИТНОМ СВЕРХПРОВОДНИКЕ RhGe. ЭКСПЕРИМЕНТ И ТЕОРИЯ	101
Батгэрэл Б., Пузынин И.В., Пузынина Т.П., Тухлиев З.К., Христов И.Г., Христова Р.Д., Шарипов З.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НАНОКЛАСТЕРАМИ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ В КОМБИНАЦИИ С МОДЕЛЬЮ ТЕРМИЧЕСКОГО ПИКА	102
Гувалов А.А. УЛУЧШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ КОМПЛЕКСНЫХ ДОБАВОК	103
Гувалов А.А., Мамедова А.А. ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ И ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ САМОУПЛОТНЯЮЩИХСЯ БЕТОНОВ	104
Наими Е.К. РЕЛАКСАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОМПОЗИТАХ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	105
Наими Е.К. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНО-ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ ОБОБЩЕННОЙ НЕЛИНЕЙНОЙ РЕОЛОГИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ	106

Велигжанин А.А., Зубавичус Я.В., Чернышов А.А., Сундеев Р.В., Шалимова А.В. ПРОСТРАНСТВЕННАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И ПЕРЕСТРОЙКИ ЛОКАЛЬНОЙ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	107
Чувильдеев В.Н., Семенычева А.В. МОДЕЛЬ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ В $\alpha$ - И $\beta$ -ФАЗАХ ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ	108
Андронов И.Н., Демина М.Ю., Полугрудова Л.С. ЭФФЕКТ ПЕРЕКРЕСТНОЙ ВЗАИМОСВЯЗИ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ПРУЖИНЫ ИЗ TiNi	109
Бородин И.Н., Майер А.Е., Атрошенко С.А. МОДЕЛИРОВАНИЕ ДВОЙНИКОВАНИЯ И ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ЗА ФРОНТОМ УДАРНЫХ ВОЛН В МЕДИ И СТАЛЯХ	110
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Печина Е.А., Горшенков М.В., Носова Г.И. IN SITU НАБЛЮДЕНИЕ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ «КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ→АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В Ti <sub>2</sub> NiCu В ХОДЕ КВД	111
Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Кадач М.В., Лысенкова Е.В., Стомахин А.Я. ВОЗМОЖНОСТЬ ПОЛУЧЕНИЯ ТИТАНСОДЕРЖАЩЕЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ТИПА X18N12AT С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ ЛИСТА	112
Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Горшенков М.В., Сундеев Р.В., Велигжанин А.А. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Zr-2,5%Nb ПОСЛЕ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ	113
Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Никулин С.А., Денисенко К.С. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С ВАНАДИЕМ И ЦИРКОНИЕМ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ	114
Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Попов А.А., Нохрин А.В. ВЫСОКОПРОЧНАЯ ЛЕГКАЯ КЕРАМИКА ДЛЯ ЗАЩИТНЫХ ЭКРАНОВ КОСМИЧЕСКИХ АППАРАТОВ	115
Шахназаров К.Ю. СВЯЗЬ КАЧЕСТВЕННЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ИНТЕРВАЛОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ (ПЕРЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ) С АНОМАЛИЯМИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СИЛУМИНОВ, СТАЛЕЙ И ДУРАЛЮМИНОВ	116
Шахназаров К.Ю. НЕИЗМЕННОСТЬ ТВЕРДОСТИ (ПРИ ~ 0,5 %) ОТОЖЖЕННЫХ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ФАЗЫ ~ Fe <sub>42</sub> C	117
Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Соловьев А.Н. ДЕФОРМАЦИОННОЕ И ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 <sub>2</sub> . РОЛЬ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ	118

Суханов И.И., Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. ОСОБЕННОСТИ УПРУГО-НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ И ДИСКЛИНАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛАХ НА СТАДИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ УПРУГИХ ДИСТОРСИЙ	119
Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Гусева Д.Г., Овчинников П.Н. КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ОЦЕНКА ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ ФАЗ КРЕМНИЯ Si-III и si-III, ФОРМИРУЕМЫХ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ	120
Каракозов А.Е., Магницкая М.В., Горшунов Б.П., Жукова Е.С. ОСОБЕННОСТИ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СОСТОЯНИЯ ФЕРРОПНИКТИДОВ $Ba(Fe_{1-x}Co_x)_2As_2$ ВБЛИЗИ СТРУКТУРНОГО И МАГНИТНОГО ПЕРЕХОДОВ	121
Батраков А.А., Зилова О.С., Качалин Г.В., Лубенченко А.В., Шуркаева И.В., Сидоров С.В., Фонов В.П. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЗОТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ TiN/AlN	122
Пигалева И.Н., Мерсон Е.Д., Ганеев А.В., Улюкин А.В., Клевцов Г.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМ КОРРОЗИИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ 45	123
Морозов Е.В., Федотов С.Ю., Семёнов Д.С., Коледов В.В., Шавров В.Г., Шеляков А.В. ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ДЛЯ СОЗДАНИЯ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ НАСОСОВ И ХОЛОДИЛЬНИКОВ	124
Дильмиева Э.Т., Коледов В.В., Каманцев А.П., Маширов А.В., Шавров В.Г., Кошкидько Ю.С., Цвик Я., Ховайло В.В., Лянге М., Мадиллигама А.С., Ари-Гур П., Гонзалес-Легаррета Л., Эрнандо Гранде Б. МАГНИТОСТРУКТУРНЫЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВАХ ГЕЙСЛЕРА В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	125
Мурзаев Р.Т., Назаров А.А. РЕЛАКСАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛЕ С НЕРАВНОВЕСНЫМИ ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН, ВЫЗВАННАЯ ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	126
Дорогов М.В., Абдугаффарова К.К., Приезжева А.Н., Чиркунова Н.В., Викарчук А.А. ГАБИТУС МАЛЫХ ЧАСТИЦ СЕРЕБРА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ	126
Мышляев М.М., Конькова Т.Н., Миронов С.Ю., Корзникова Г.Ф., Корзников А.В. РОСТ ЗЕРЕН ПРИ ОТЖИГЕ КРИОГЕННО ПРОКАТАННОЙ Cu-30Zn ЛАТУНИ	127
Зыкова А.П., Демент Т.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Курзина И.А. ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 110Г13Л ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ УЛЬТРАДИСПЕРСНОЙ СМЕСЬЮ ОКСИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И КРИОЛИТА	128
Брюханов И.А., Ларин А.В. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ В СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ С МЕДЬЮ	129
Аверкин А.И., Зограф Г.П., Левандовский Б.И., Малыгин Г.А., Николаев В.И. ДИАГРАММЫ СЖАТИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga-Co ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ.	130

Крисько О.В., Силонов В.М. ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА РАСТВОРОВ ПРОСТЫХ МЕТАЛЛОВ. ОСТАТОЧНОЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ.	130
Крисько О.В., Скоробогатова Т.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ЩЕЛОЧНЫХ И ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ.	131
Крисько О.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМОВ ИОНОВ ИЗОЭЛЕКТРОННЫХ РЯДОВ И ПОСТРОЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОГО ПОТЕНЦИАЛА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ.	132
Дежин В.В. О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА ДВУХ СМЕЖНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ	133
Дежин В.В. О ЗАТУХАНИИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ДИССИПАТИВНОМ КРИСТАЛЛЕ ПРИ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ДЛИНЕ ВОЛНЫ	134
Тарасова Е.Ю., Кузнецов С.И., Нефёдов С.А. РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МИКРО- И НАНОЧАСТИЦ КОРУНДА	135
Афоникова Н.С., Дегтярева В.Ф. ГЦК-ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ В СИСТЕМЕ Al-Zn: ЭЛЕКТРОННАЯ ПРИЧИНА РАССЛОЕНИЯ	136
Корнева М.А., Стариков С.В. ИЗУЧЕНИЕ СУПЕРИОННОГО ПЕРЕХОДА ВО ФЛЮОРИТАХ $UO_2$ , $UN_2$ и $TiH_2$ с ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ.	136
Сарычев В.Д., Невский С.А., Громов В.Е. МОДЕЛЬ ГЕНЕРАЦИИ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ПРИ РАСПРОСТРАНЕНИИ ТРЕЩИНЫ	137
Романов Д.А., Гончарова Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОГО ПОКРЫТИЯ Cr-Cu, СФОРМИРОВАННОГО НА МЕДИ КОМБИНИРОВАННЫМ МЕТОДОМ	138
Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Косинов Д.А., Рубанникова Ю.А., Зенина Е.В., Гостевская А.Н. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	139
Силонов В.М. БЛИЖНИЙ ПОРЯДОК В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ МЕТАЛЛОВ	140
Громов В.Е., Перегудов О.А., Аксёнова К.В., Морозов К.В., Иванов Ю.Ф. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ РЕЛЬСОВ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	141
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Костерев В.Б., Косинов Д.А., Аксёнова К.В. МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	142

Аксёнова К.В., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. УВЕЛИЧЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СИЛУМИНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	143
Громов В.Е., Никитина Е.Н., Аксёнова К.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУК- ТУРОЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	144
Коновалов С.В., Молотков С.Г., Невский С.А., Кормышев В.Е., Громов В.Е. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ИЗНАШИВАНИЯ МАТЕРИАЛА, НАПЛАВЛЕН- НОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГОЙ	145
Кормышев В.Е., Осинцев К.А., Капралов Е.В., Коновалов С.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Комиссарова И.А. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ HARDOX 450 ПРИ НАНЕСЕНИИ С–V–Cr–Nb–W НАПЛАВОЧ- НЫХ ПОКРЫТИЙ	146
Анучина Е.А., Шляров В.В., Загуляев Д.В., Коновалов С.В. ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0	147
Костерев В.Б., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Коновалов С.В., Пономарева Ю.В., Писарева Д.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ СТАЛИ	148
Борисова Ю.И., Дудко В.А. ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОГО И ДЛИТЕЛЬНОГО СТАРЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ 10X9V2MФБР	149
Тюменцев А.Н. ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАНО- КРИСТАЛЛАХ С РАЗНОЙ СТАБИЛЬНОСТЬЮ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ	150
Назаров А.А. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В НИКЕЛЕ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЗНАКОПЕРЕМЕННЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	151
Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И., Некрасов А.Н. ПРОЧНОСТЬ Nb–Si КОМПОЗИТА ПРИ ИЗГИБЕ И РАСТЯЖЕНИИ ПРИ 1300°C	152
Коржов В.П., Кийко В.М. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ВОЛОКНИСТОГО КОМПОЗИТА С МАТРИЦЕЙ ИЗ Ti- И Fe-СПЛАВОВ	153
Коржов В.П., Кийко В.М. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ СЛОИСТЫХ Ni–Al КОМПОЗИТОВ В ПРОЦЕССЕ термообработки	154
Коржов В.П., Кийко В.М. СТРУКТУРА СЛОИСТЫХ Mo–Si–W И Nb–Si–W КОМПОЗИТОВ	155
Кийко В.М. ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ИЗГИБА	156
Кийко В.М. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ ОКСИДНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН В МОЛИБДЕНОВОЙ МАТРИЦЕ ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ	157

Кийко В.М., Коржов В.П. ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ Ni–Al КОМПОЗИТОВ	158
Кийко В.М., Коржов В.П. ПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ Ni–Al КОМПОЗИТОВ ПРИ КОМНАТНОЙ И ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	159
Метлов Л.С., Мышляев М.М. МОДЕЛИРОВАНИЕ КОЭФФИЦИЕНТОВ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ	160
Метлов Л.С., Глезер А.М., Шалимова А.В., Сундеев Р.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИВЫХ УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВА Ti <sub>50</sub> Ni <sub>25</sub> Cu <sub>25</sub>	161
Ливанова Н.О., Ливанова О.В., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА И СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА УРОВЕНЬ ОСТАТОЧНЫХ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ И СКЛОННОСТЬ К ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	162
Шабалов И.П., Великоднев В.Я., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ СКЛОННОСТИ К ЗАМЕДЛЕННОМУ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ	163
Буржанов А.А., Алексеева Л.Е., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ КОЛЕБАНИЙ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ТРИП-СТАЛИ 23X15H5CM3Г НА СТАБИЛЬНОСТЬ АУСТЕНИТА	164
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Романов А.Е. УПРАВЛЕНИЕ ЧЕРЕЗ СТРУКТУРУ КАТАЛИТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	165
Полянский В.А., Полянский А.М., Яковлев Ю.А. ПРЕДЕЛЬНЫЕ ОЦЕНКИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛОВ	166
Орлов В.И., Ярыкин Н.А., Якимов Е.Б. КРИТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЛЕДОВ В КРЕМНИИ	167
Ерубаяев Е.А., Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Кузьменко И.Н., Манохин С.С. ВЛИЯНИЕ МОДЕЛЬНОЙ БИОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДЫ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ТИТАНА МАРКИ VT1-0.	168
Шмидт А.А., Воробьева О.И., Колупаева С.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ, РЕШЕТОЧНОГО И ПРИМЕСНОГО ТРЕНИЯ НА ДИНАМИКУ РАСШИРЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЕТЛИ В ГЦК-МЕТАЛЛАХ	169
Денисов М. С. РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ОПРЕССОВКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ОТРАСЛЕЙ МАШИНОСТРОЕНИЯ	170
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Страумал А.Б., Колесникова К.И., Афоникова Н.С. ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СМАЧИВАНИЕ В ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЕ Cu–Co	171
Семенов М.Ю., Дин Кай Цзянь ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ Ni–Cr–Fe СПЛАВОВ	172

Малашенко В.В., Малашенко Т.И. УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ	173
Петрова А.Н., Изюмова А.Ю., Пантелеев И.А., Бродова И.Г. ЭФФЕКТ ПОРТВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ Al-Mg-Mn СПЛАВЕ	174
Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА Al-Mn-Mg СПЛАВА ПРИ УДАРНОМ СЖАТИИ	174
Перевезенцев В.Н. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА НА НЕРАВНОВЕСНОЕ СОСТОЯНИЕ И ДИФфуЗИОННЫЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦ ЗЕРЕН	175
Лотков А.И., Копылов В.И., Гришков В.Н., Батулин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ СПЛАВА Ti-0.2Pd	176
Прокофьев С.И., Йонсон Э. МЕТОД ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ОЦЕНКИ ВЕЛИЧИНЫ ЛИНЕЙНОГО НАТЯЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИИ	177
Гребеньщиков А.С., Ледер М.О., Волков А.В., Русаков К.А. ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЧНОСТЬ ПСЕВДО- $\beta$ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА	178
Кудря А.В., Соколовская Э.А. РАЗРУШЕНИЕ ПО ГРАНИЦАМ РАЗДЕЛА И КЛАСТЕРАМ ЧАСТИЦ В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ	178
Энхтор Л., Силонов В. М. МЕТОДИКА РАСЧЕТА УПРУГИХ ПОСТОЯННЫХ С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ ПЛОТНОУПАКОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ	179
Дегтярева В.Ф. ФАЗЫ ЮМ-РОЗЕРИ В ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛАХ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ: СТРУКТУРНЫЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ	180
Новосветлова Е.Э., Маркова Г.В., Мукосеева М.О., Шуйцев А.В., Головин С.А. ТЕМПЕРАТУРНЫЙ СПЕКТР ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ДЛЯ СПЛАВОВ СИСТЕМ Ti-Nb-Ta И Ti-Nb-Zr	181
Перевозчикова Ю.А., Коуров Н.И., Марченков В.В., Королев А.В., Weber H.W. ВЫСОКОПОЛЕВАЯ НАМАГНИЧЕННОСТЬ ЗОННЫХ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ Co <sub>2</sub> YAl (Y=Ti, V, Cr, Mn, Fe, Ni)	182
Baylan S., Richter G., Beregovsky M., Amram D., Klinger L., Rabkin E. HOLLOWING OF Ag-Au AND Ag-Co CORE-SHELL NANOWHISKERS CONTROLLED BY SHORT-CIRCUIT DIFFUSION	183
Козлова Н.А., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Пискунов А.В., Сахаров Н.В., Чегуров М.К., Бобров А.А., Сысоев А.Н., Смирнова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИ- ЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al-Mg И Al-Zn	184
Нохрин А.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Мелехин Н.В., Пискунов А.В., Лопатин Ю.Г., Пирожникова О.Э., Сысоев А.Н.	185



ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОВЕСНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Благовещенский Ю.В., Сахаров Н.В., Болдин М.С., Исаева Н.В., Шотин С.В., Смирнова Е.С., Попов А.А., Белкин О.А., Ланцев Е.А. ЭФФЕКТ УСКОРЕНИЯ СПЕКАНИЯ НАНОПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА В УСЛОВИЯХ АНОМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН	186
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Сахаров Н.В., Баранов Г.В., Белов В.Ю., Мелехин Н.В., Сысоев А.Н., Попов А.А., Трушин В.Н., Ланцев Е.А. ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТЬЮ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	187
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Ланцев Е.А., Шадрин Я.С., Короткова В.В., Мурашов А.А., Терентьев А.В., Бобров А.А., Лопатин Ю.Г., Сысоев А.Н., Смирнова Е.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МАЛЫХ ДОБАВОК ОЛОВА И СЕРЕБРА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ	188
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Козлова Н.А., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г., Тряев П.В., Табачкова Н.Ю., Чегуров М.К., Михайлов А.С., Ершова А.В., Сысоев А.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	189
Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Хабибуллина И.А., Соколова Н.А. ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ МЕДИ НА СТРУКТУРУ БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNi-TiCu	190
Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И. КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	191
Рыклина Е.П., Полякова К.А., Прокошкин С.Д. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, МОРФОЛОГИИ ФАЗЫ Ti3Ni4 И ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВА Ti – 50.7 ат.% Ni	192
Хлопков Е.А., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ДЕФОРМАЦИОННО-СИЛОВЫЕ СВОЙСТВА	193
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Васюков В.М., Воробьев М.О. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОМЕХАНИЗМЫ ЛОКАЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ ЗАВИСИМОСТЬЮ ТВЕРДОСТИ ОТ ГЛУБИНЫ ОТПЕЧАТКА	194
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Пирожкова Т.С. ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ОТДЕЛЬНЫХ ФАЗ И МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ СЛОЖНЫХ МНОГОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ (НА ПРИМЕРЕ ОБРАЗЦОВ РЯДА ГОРНЫХ ПОРОД)	195
Томилин И.А., Калошкин С.Д. КОРРЕЛЯЦИЯ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ	196

Борисова П.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛОУГЛЕРОДНОЙ СИСТЕМЫ: ЖЕЛЕЗО-НИКЕЛЬ- ФУЛЛЕРЕН	196
Русаков К.А., Ледер М.О., Волков А.В., Нартова Е.М. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА VST5553	197
Jafarian H., Eivani A.R., Straumal B.B., Mazilkin A.A. DECOMPOSITION OF SUPERSATURATED SOLID SOLUTION INDUCED BY THE SEVERE PLASTIC DEFORMATION	198
Straumal B.B., Kilmametov A.R., Baretzky B., Korneva. A., Zięba P. COMPETITION BETWEEN SPD-DRIVEN PRECIPITATION AND DISSOLUTION IN Cu-BASED ALLOYS	199
Кудрявцев А.А., Лукашова М.В. ВОЗМОЖНОСТИ СКАНИРУЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ В ИЗУЧЕНИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СОСТАВА МЕТАЛЛОВ	200
Mazilkin A.A., Straumal B.B., Protasova S.G., Straumal A.B., Rabkin E., Baretzky B. OBSERVATION OF PSEUDOPARTIAL GRAIN BOUNDARY WETTING IN THE NdFeB-BASED ALLOY	201
Straumal P.B., Protasova S.G., Mazilkin A.A., Straumal B.B., Goering E., Schütz G., Baretzky B. ROLE OF GRAIN BOUNDARIES IN FERROMAGNETIC BEHAVIOUR OF ZnO	202
Сурсаева В.Г., Прокофьев С.И. ФАСЕТИРОВАНИЕ ДВИЖУЩЕЙСЯ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАНИЦЫ	203
<b>Именной указатель</b>	204
<b>Содержание</b>	210

Научное издание

**Фазовые превращения и прочность кристаллов**

Сборник тезисов IX Международной конференции  
(7-11 ноября 2016 года , Черноголовка)

**Публикуется в авторской редакции**

*Техническое редактирование и  
компьютерная верстка Е.В. Черняевой*