



## **ТЕЗИСЫ**

**ХII Международной конференции  
«ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ПРОЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ»**

**памяти академика Г.В. Курдюмова**

**ФПК-2022**

24 – 27 октября 2022 г.  
г. Черноголовка, Россия

Российская Академия наук  
Министерство науки и высшего образования 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  
Научный Центр металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова  
ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина"

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

Под редакцией д.ф.-м.н. Б.Б.Страумала

XII International G.V. Kurdjumov conference  
"Phase transformations and strengths of the crystals"

*Черноголовка, 24 – 27 октября 2022 г.*

**СБОРНИК ТЕЗИСОВ**

**Черноголовка**  
**2022**

**Фазовые превращения и прочность кристаллов:** сб. тезисов XII Международной конференции (24 – 27 октября 2022 года, Черногоровка) / под ред. Б.Б. Страумала. – Черногоровка, 176 с. – ISBN 978-5-6045956-2-6.

ISBN 978-5-6045956-2-6



© Российская Академия наук, 2022  
© Страумал Б.Б. (редактор), 2022

## ПРОГРЕСС В РАЗВИТИИ ТЕХНОЛОГИИ И РАЗРАБОТКЕ НОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА

**Карпов М.И.**

*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна  
Российской академии наук  
[karpov@issp.ac.ru](mailto:karpov@issp.ac.ru)*

The report presents the results of research carried out at the Institute of solid state physics of RAS jointly with JSC "Composite", IMET RAS on the development of new materials and technological processes for the products from alloys based on molybdenum.

В период существования СССР в стране было разработано большое количество сплавов на основе молибдена, изготавливаемых методами вакуумной плавильной технологии. Разработка составов сплавов и технологии производства изделий из них проводилась на предприятиях цветной металлургии, черной металлургии, авиационной промышленности при участии Академии наук СССР. Основная часть продукции выплавлялась методом дуговой вакуумной плавки, позволявшей получать слитки с содержанием кислорода на уровне 30 ppm с размером зерна 3–5 мм. В конце 70-х стала развиваться технология изготовления слитков методом электронно-лучевой вакуумной плавки, позволившая снизить содержание кислорода в слитках до уровня 10 ppm. Но такие слитки из-за более крупного зерна были мало технологичны при последующей обработке давлением. В настоящем докладе представлены результаты исследований, проводимых в ИФТТ РАН совместно с ОАО «Композит» и ИМЕТ РАН, в целях разработки новых материалов на основе молибдена и технологии производства изделий из них в интересах аэрокосмической и электронной промышленности России. Речь при этом идет о сплавах на основе молибдена, получаемых методами плавильной технологии, позволяющей получать продукцию высокой чистоты по наиболее вредной для сплавов молибдена примеси – кислороду. Основным технологическим процессом изготовления слитков сплавов является разработанный в ИФТТ РАН дуплекс-процесс, включающий последовательное проведение рафинирующей по вредным примесям вакуумной электронно-лучевой плавки исходной шихты и последующий модифицирующей структуру вакуумный электро-дуговой переплав полученного слитка. Для изготовления продукции из полученных слитков применяется метод горячей экструзии с подогревом заготовок в вакуумной индукционной печи и другие методы обработки давлением. Применение дуплекс-процесса и последующей деформационной обработки и термообработки позволило существенно улучшить качество продукции, изготавливаемой из сплавов молибдена, разработанных еще в СССР: МЧВП, ЦМ2А, ТСМ7, но также создать новые, более жаропрочные сплавы на основе молибдена и новую продукцию из них. В частности, речь идет о разработке технологии производства гранул из слитков сплавов методом плазменного центробежного распыления. Получаемые гранулы имеют высокую чистоту по кислороду и могут быть использованы и как исходный материал в методах порошковой металлургии для получения изделий сложной формы, и как матричный материал для изготовления композитных материалов.

## ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛОТНОСТИ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ НАГРУЗОК

Варюхин В.Н.,<sup>1</sup> Малашенко В.В.,<sup>1,2,3</sup> Малашенко Т.И.<sup>4</sup>

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

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

<sup>3</sup>Академия управления и государственной службы, Донецк

<sup>4</sup>Донецкий национальный технический университет, Донецк

[malashenko@donfti.dn.ua](mailto:malashenko@donfti.dn.ua)

В условиях высокоскоростной деформации влияние различных структурных дефектов на механические свойства сплавов может существенно отличаться от их влияния при квазистатическом деформировании [1, 2]. Согласно теории динамического взаимодействия дефектов (ДВД), существенную роль при высокоскоростной деформации начинают играть динамические эффекты [3-6]. Происходит изменение характера зависимости механических свойств от концентрации структурных дефектов, в частности, от плотности дислокаций. В случае квазистатической деформации зависимость предела текучести от плотности дислокаций описывается соотношением Тейлора. Прочность сплава в условиях высокоскоростной деформации определяется силой динамического торможения дислокаций структурными дефектами. Она зависит от того, какие дефекты вносят главный вклад в формирование спектральной щели в спектре дислокационных колебаний и какие – непосредственно в создание динамического сопротивления движущейся дислокации. Конкуренция динамического взаимодействия дислокаций с различными дефектами значительно усложняет характер зависимости механических свойств сплавов от плотности дислокаций. При высокоскоростной деформации в случае, когда основной вклад в торможение ансамбля движущихся дислокаций вносит торможение зонами Гинье-Престона, а основной вклад в формирование щели в спектре дислокационных колебаний – коллективное взаимодействие дислокаций, соотношение Тейлора нарушается. Зависимость динамического предела текучести бинарного сплава от плотности дислокаций в этом случае становится немонотонной и имеет максимум. Он соответствует значению плотности, при которой вклад коллективного взаимодействия дислокаций в формирование спектральной щели начинает превосходить вклад коллективного взаимодействия точечных дефектов с движущимися дислокациями. Если же коллективное взаимодействие точечных дефектов с движущейся дислокацией вносит главный вклад и в формирование дислокационного спектра колебаний, и в динамическое торможение дислокаций, возникает немонотонная зависимость, имеющая минимум. Такого же типа зависимость возникает в чистых металлах с высоким значением константы фононного торможения при высоких скоростях деформации, что подтверждается экспериментальными данными [7].

1. Razorenov S.V. Matter and Radiation at Extremes. Vol. 3, 145 (2018).
2. Mayer P. N., Mayer A. E. J. Appl. Phys. **120**, 075901 (2016).
3. В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко. Известия РАН. Серия физ. Т. 82, 37 (2018).
4. Malashenko V. V. Physica B: Phys. Cond. Mat. Vol. 404, 3890 (2009).
5. Малашенко В.В. ФТТ. Т. 63, № 9. С. 1391 (2021).
6. Малашенко В.В. ФТТ. Т. 63, № 12. С. 2070 (2021).
7. [H. Fan, Q. Wang, J. A. El-Awady, D. Raabe, M. Zaiser. Nat. Commun. V. 12. 1845 \(2021\).](#)

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «КРИСТАЛЛ $\leftrightarrow$ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Сундеев Р.В.<sup>1</sup>, Шалимова А.В.<sup>2</sup>, Глезер А.М.<sup>2</sup>, Велигжанин А.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> РТУ МИРЭА, Москва, Россия

<sup>2</sup> ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

<sup>3</sup> НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

[sundeev55@yandex.ru](mailto:sundeev55@yandex.ru)

В настоящее время большие пластические деформации являются одним из наиболее эффективных способов формирования аморфной и нанокристаллической структуры в металлических сплавах. К наиболее развитым методам больших пластических деформаций относится кручение под высоким давлением (КВД).

Для проверки имеющегося в литературе предположения о том, что причиной деформационной кристаллизации аморфных сплавов является локальный адиабатический разогрев в полосах сдвига, был поставлен специальный эксперимент. Аморфные сплавы  $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{33}\text{B}_{17}$ ,  $\text{Fe}_{54}\text{Ni}_{29}\text{B}_{17}$ ,  $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ ,  $\text{Fe}_{72}\text{Cr}_{10}\text{B}_{18}$ ,  $\text{Fe}_{48}\text{Co}_{19}\text{Cr}_{15}\text{B}_{18}$ ,  $\text{Co}_{68}\text{Fe}_5\text{Cr}_4\text{Si}_{11}\text{B}_{12}$ ,  $\text{Fe}_{75}\text{Si}_8\text{B}_{17}$  и  $\text{Fe}_{65}\text{Cr}_{15}\text{Zr}_2\text{B}_{16}\text{C}_2$  близкие по химической природе, но имеющие различные значения температуры кристаллизации ( $T_{кр}$ ), деформировали методом кручения под высоким давлением (КВД) в одинаковых условиях ( $n = 1$ ,  $P = 6$  ГПа, комнатная температура). Экспериментально обнаружено, что, чем ниже значение температуры кристаллизации аморфного сплава, тем больше значение объёмной доли ( $V_{кр}$ ) кристаллической фазы наблюдается после КВД при одинаковых условиях деформации. В условиях КВД при криогенных температурах (77К) аморфных сплавов системы Fe-Ni-B и  $\text{Fe}_{75}\text{Si}_8\text{B}_{17}$  при тех же самых величинах деформации заметного изменения структуры не выявлено ни рентгеновскими, ни электронно-микроскопическими методами исследования. Тем не менее, фиксируется изменение величины теплового эффекта, возможно связанного с более тонкими структурными изменениями в сплавах, чем ранее наблюдаемые. В связи с этим проведено изучение атомной структуры сплавов методом EXAFS в синхротронном излучении. Анализ EXAFS-спектров показал, что в ходе КВД изменяется как химическое окружение выбранного атома Fe, так и среднее межатомное расстояние пар Fe-Fe, Fe-Si и Fe-Ni.

Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и EXAFS спектроскопии подробно исследованы стадии аморфизации кристаллического сплава  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  в ходе КВД. Оказалось, что аморфная фаза зарождалась на границах кристаллических фрагментов. При продолжении деформации сетка утолщалась и трансформировалась в массивную деформационно-индуцированную аморфную фазу, которая охватывала практически, весь объем материала.

*Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (грант 20-02-00291 а). EXAFS исследования проведены при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-72-20066.*

## НЕАДИАБАТИЧЕСКИЕ ПЕРЕХОДЫ АТОМОВ И ЗАРОЖДЕНИЕ ДОКРИТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ В ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

Хон Ю.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
[khon@ispms.tsc.ru](mailto:khon@ispms.tsc.ru)

При моделировании процесса разрушения хрупких тел на различных пространственных и временных масштабах существование критических трещин предполагается с самого начала [1]. Их образование связывается с разорванными межатомными связями. Но при реальном значении деформирующего напряжения разорвать межатомные связи в твердом теле невозможно. Поэтому предполагается, что в твердом теле всегда имеются различного типа дефекты, приводящие к образованию критической трещины. Имеющиеся экспериментальные данные показывают, что это не всегда имеет место. Образованию критической трещины предшествует локализация неупругой деформации, на плоской поверхности образуются канавки глубина и ширина которых достигают тысячи нанометров [2]. При небольшом увеличении нагрузки происходит разрушение. При снятии нагрузки канавки исчезают. Эти канавки и являются докритическими трещинами. Механизмы зарождения докритических трещин в твердых телах при сравнительно малых напряжениях остаются не ясными. Причина такого положения дел состоит в том, что динамика атомов в деформируемой среде является неадиабатической. Структурная релаксация определяется не только термически активированными смещениями при колебаниях атомов, но и динамическими (атермическими) смещениями при неадиабатических переходах Ландау-Зинера [3,4]. В докладе представлены результаты решения задачи о зарождении докритической трещины.

Прежде всего, рассмотрены особенности динамики атомов в открытых (деформируемых) средах, происхождение и условия возбуждения неадиабатических переходов атомов. Для описания кинетики структурной релаксации деформируемой среды используется метод фазового поля, обобщенный на случай открытых систем. Кинетика структурной релаксации описывается двумя связанными нелинейными уравнениями параболического типа для параметров порядка. На основе анализа решений кинетических уравнений найдены условия возбуждения локализованных решений. Возбуждение локализованных динамических и упругих смещений атомов сопровождается локальным удлинением и уменьшением поперечного сечения образца при реальном уровне приложенной нагрузки. Образующаяся при этом канавка представляет докритическую трещину.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.1.2 и поддержана грантом РФФИ 20-08-00305А.*

1. Griffith A.A. The phenomena of rupture and flow in solids// Philos. Trans. R. Soc. London. – 1921. – V. 221. – P. 163. –198.
2. Korsukov V. E., Luk'yanenko A. S., Obidov B. A., Svetlov V. N. Transformation of the surface of the amorphous alloy Fe<sub>70</sub>Cr<sub>15</sub>B<sub>15</sub> under stress// JETP Letters. – 1992. – V. 55. – P. 621-623.
3. Landau L. On the theory of transfer of energy at collisions II// Phys. Z. Sowjetunion. – 1932. – V. 2. – P. 46-51.
4. Zener C. Non-adiabatic crossing of energy levels// Proc. R. Soc. – 1932. – V. A 137. – P. 696–702.

## НОВЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О МЕХАНИЗМЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Гундырев В.М., Зельдович В.И.

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

В феноменологической теории мартенситного превращения (ФТМП) образование кристалла мартенсита описывается произведением трех матриц:  $P_1 = RPВ$ .  $P_1$  – деформация формы (макроскопический сдвиг),  $B$  – деформация Бейна (создает решетку мартенсита из решетки аустенита),  $P$  – деформация мартенсита двойникованием или скольжением,  $R$  – поворот (в сплавах железа на ~10 градусов). Деформация  $B$  связана с параметрами решеток, а  $P$  и  $R$  определяются из требования наличия инвариантной плоскости и совпадения ее с габитусной.

В кристаллографической теории мартенситного превращения (КТМП), разработанной нами [1], вместо деформации Бейна взята деформация сдвига. Сдвиг  $G$  происходит по системе двойникования решетки аустенита. Для получения решетки мартенсита необходима еще дополнительная деформация сжатия-растяжения  $B_1$  вдоль трех взаимно перпендикулярных направлений, образованных направлением сдвига, нормалью к плоскости сдвига и поперечным направлением. Таким образом, образование кристалла мартенсита описывается произведением четырех матриц:  $P_1 = R_1 P B_1 G$ .  $B_1 G$  – деформация решетки аустенита до параметров решетки мартенсита.  $P$  – деформация мартенсита при инвариантной решетке, такая же, как и в ФТМП.  $R_1$  – небольшой поворот мартенситного кристалла для получения инвариантной плоскости, который мы назвали релаксационным [1]. Угол релаксационного поворота в сплавах железа равен 1.75-1.85 градусов [1], в никелиде титана он равен 1.04 градуса, в сплавах Гейслера – 0.19-0.36 градусов [2,3]). Релаксационный поворот кристаллита мартенсита вызывает упругие напряжения, которые приводят к упругим изгибам решетки мартенсита, которые должны приводить к рассеянию текстуры мартенсита. Действительно, наблюдается прямая корреляция между углом релаксационного поворота и величиной рассеяния текстурных максимумов [3]. Этот результат подтверждает реальность механизма мартенситного превращения, предложенного в КТМП.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по темам «Структура» Г.р. № 122021000033-2 и «Давление» Г.р. № 122021000032-5.*

1. В.М. Гундырев, В.И. Зельдович, В.М. Счастливец. Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплавах железа //ФММ, 2020, Т.121, №11, С.1142-1161.
2. В.М. Гундырев, В.И. Зельдович. Кристаллографический анализ и механизм термоупругого мартенситного превращения в сплавах Гейслера с семислойной структурой мартенсита //ФММ, 2022, Т.123, №1, С.27-34.
3. В.М. Гундырев, В.И. Зельдович. Релаксационный поворот при мартенситном превращении в сплавах с термоупругим и нетермоупругим мартенситом //ФММ, 2022, в печати.



## ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИМПУЛЬСНЫМИ ПУЧКАМИ

**Колобов Ю.Р.<sup>1</sup>, Иногамов Н.А.<sup>2,3,4</sup>, Жаховский В.В.<sup>3</sup>, Манохин С.С.<sup>1</sup>, Ашитков С.И.<sup>2</sup>, Неласов И.В.<sup>1</sup>, Хохлов В.А.<sup>4</sup>, Фортова С.В.<sup>6</sup>, Лигачев А.Е.<sup>7</sup>, Петров Ю.В.<sup>4,5</sup>, Токмачева-Колобова А.Ю.<sup>1</sup>, Соболев С.Л.<sup>1</sup>**

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

<sup>2</sup> *Объединенный Институт Высоких температур РАН, Москва, Россия*

<sup>3</sup> *Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л. Духова, Москва, Россия*

<sup>4</sup> *Институт теоретической физики им. Л.Д. Ландау РАН, Черноголовка, Россия*

<sup>5</sup> *Московский физико-технический институт, Москва, Россия*

<sup>6</sup> *Институт автоматизации проектирования РАН, Москва, Россия*

<sup>7</sup> *Институт общей физики имени А. М. Прохорова РАН, Москва, Россия*

[kolobov@icp.ac.ru](mailto:kolobov@icp.ac.ru)

На основе результатов экспериментальных и теоретических исследований авторов проводится обзор и сравнительный анализ возможностей модификации структуры, фазового состава и связанных с ними структурно-чувствительных физико-химических, механических и других свойств приповерхностных слоев металлов, сплавов и композитов на их основе с использованием современных методов поверхностной обработки импульсными ионными, электронными, плазменными и лазерными пучками с различными длительностью импульсов, частотой их следования, энергией в импульсе, плотностью мощности и другими контролируемыми параметрами. Отмечается, что в условиях, отвечающих реализации нагрева и эффектов ударно-волнового воздействия в приповерхностных слоях рассматриваемых материалов, как закономерность наблюдается формирование субмикро-, нано- или аморфных структур. Специальное внимание отводится рассмотрению влияния модификации указанными выше методами тонких приповерхностных слоев на сопротивление развитию пластической деформации и разрушения образцов исследованных материалов в условиях квазистатического и циклического нагружения. Обсуждаются особенности выделения вторичных, в том числе наноразмерных, фаз с анализом типов кристаллографических соотношений решеток выделяющихся фаз и матрицы [1].

Разработанные авторами теоретические и численные модели успешно описывают широкий диапазон длительностей лазерного воздействия: от фемто- (фс) до пико- и наносекунд (нс) в области интенсивностей лазерного излучения, используемых в промышленности. Лазерное воздействие создает нагрузки в единицы - десятки ГПа в случае нс-импульса и до десятков-сотен Мбар при фс облучении. При этом часть вещества мишени уносится абляцией, часть плавится за счет теплопроводности, часть - в ударной волне [2]. Благодаря пониманию роли трехмерных эффектов найдено, как размер пятна облучения связан с глубиной модификации [3].

1. Колобов Ю.Р., и др. Исследование влияния обработки лазерными импульсами наносекундной длительности на микроструктуру и сопротивление усталости технически чистого титана // Письма ЖТФ – 2021 - Т.48- № 2.– С. 15-19
2. Khokhlov V. A. et al. Melting of Titanium by a Shock Wave Generated by an Intense Femtosecond Laser Pulse //JETP Letters. – 2022. – Т. 115. – №. 9. – С. 523-530.
3. Shepelev V. V. et al. Attenuation and inflection of initially planar shock wave generated by femtosecond laser pulse //Optics & Laser Technology. – 2022. – Т. 152. – С. 108100.

## NANOSTRUCTURES AND STRESS-INDUCED TRANSFORMATION IN THERMOMECHANICALLY TREATED TITANIUM NICKELIDE

**Prokoshkin S.<sup>1</sup>, Dubinskiy S.<sup>2</sup>, Korotitskiy A.<sup>1</sup>, Sheremetyev V.<sup>1</sup>, Konopatsky A.<sup>1</sup>,  
Glezer A.<sup>1</sup>, Brailovski V.<sup>2</sup>, Blinovac E.<sup>3</sup>, Tabachkova N.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*National University of Science and Technology “MISIS”,  
Moscow, Russia,  
[prokoshkin@tmo.misis.ru](mailto:prokoshkin@tmo.misis.ru),  
[dubinskiy.sm@misis.ru](mailto:dubinskiy.sm@misis.ru)*

<sup>2</sup>*Ecole de technologie superieure, Montreal, Canada*

<sup>3</sup>*Kurdyumov Institute of Metal Science and Metal Physics  
Moscow, Russia*

The thermomechanical treatment of Ti-Ni shape memory alloys (SMAs) comprising cold rolling (CR) and post-deformation annealing (PDA) forms nanocrystalline structures (NCS) which provide much higher functional properties than their coarse-grained counterparts. In its turn, the NCS is graded to a “nanograined structure” (NGS) consisting of grains surrounded by high-angle ( $>15^\circ$ ) boundaries, and a “nanosubgrained” structure (NSS) consisting of subgrains separated by low-angle ( $<15^\circ$ ) boundaries (subboundaries). The strain dependence of the substructure formation in cold-rolled Ti-Ni SMA is as follows: a moderate CR up to a true strain of  $\epsilon=0.3$  triggers the process of dynamic recovery and results in the formation of highly-dislocated, but not yet polygonized, dislocation substructures in austenite and martensite. An increase in CR strain up to an intermediate range of 0.5 to 1 triggers the process of dynamic polygonization and results in the formation of nano-sized subgrains, i.e. NSS, and also small quantities of the NG and amorphous structures. A further increase in CR strain up to 1.7 (severe deformation) triggers the processes of dynamic recrystallization and amorphization and results in the gradual replacement of the NSS by the NG and amorphous structures. The low-temperature PDA results in formation of predominant NSS after the moderate CR, mixed NSS+NGS after intermediate CR, and predominant NGS after severe CR. The NS structures observed in Ti-Ni after PDA preceded by either intermediate or severe CR do not significantly differ from each other because of the development of the dynamic polygonization (formation of subgrains) process during cold rolling which is followed by static polygonization (perfection of subgrains and their subboundaries) during post-deformation annealing. Conversely, substructure of a moderately cold-rolled alloy is highly dislocated but not polygonized, and this highly dislocated structure transforms to a statically polygonized substructure upon PDA. The stress-induced transformation of NG and NS B2-austenite in titanium nickelide keeps its “discrete” (martensitic B2 $\rightarrow$ B19’) mechanism down to ultimately low average austenite grain size: *in situ* tracing the evolution of X-ray lines during stress-induced transformation unambiguously evidences a jump-like (not continuous) transformation of B2 into B19’ lattice parameters in the austenite with average grain size down to  $2.3 \pm 0.2$  nm. The stress-induced transformation in such ultimately fine-grained Ti-Ni does not go to its end, and the critical austenite grain size for the stress-induced B2 $\rightarrow$ B19’ transformation in Ti-Ni shape memory alloys is about 4.5 nm which is an order of magnitude less than that for the cooling-induced transformation.

## ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ В ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Zr

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

<sup>1</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Научный центр металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова ФГУП  
«ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия  
[misshriplivets@mail.ru](mailto:misshriplivets@mail.ru)*

Объёмные металлические стекла (ОМС) являются перспективными материалами благодаря сочетанию ряду уникальных свойств, они обладают плотной структурой с высокой степенью ближнего и среднего порядков и высокой прочностью, однако, они имеют низкую пластичность, тем самым ограничивая широкое их использование. Пластичность является важнейшей характеристикой металлов, по которой оценивается их способность претерпевать значительную пластическую деформацию перед разрушением. Характеристика пластичности  $\delta$ , определяемая из измерений микротвердости, является эффективным методом оценки пластичности различных кристаллических и некристаллических материалов в широком температурном интервале. При разработке новых высокопрочных материалов необходимо стремиться к оптимальному сочетанию твердости и пластичности  $\delta$ .

В данной работе рассмотрены процессы пластификации объемного аморфного сплава  $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$  после кручения под высоким давлением (КВД). Исследование методом микроиндентирования и с помощью измерения относительной высоты навалов подтверждает эффект возрастания пластичности в аморфных сплавах. Однако вместе с тем предсказывает и возможное резкое снижение пластичности при более высоких значениях КВД. Интересным является то обстоятельство, что по аналогии с КВД повышение пластичности наблюдается и при термоциклировании. В качестве сравнения в работе был произведен расчет пластичности для сплава  $Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}Ti_5$ , который подвергался 110 циклам термоциклирования от плюс 180 °С до жидкого азота.

Можно предполагать, что различное влияние мегапластической деформации (МПД) на пластичность аморфных сплавов при малых, средних и больших величинах  $n$  ( $n$  - число оборотов в камере Бриджмена) в процессе КВД связано с различным влиянием МПД на структуру аморфного состояния. При  $n < 2$  происходит разрушение топологического и композиционного ближнего порядка, существующего в исходном состоянии до МПД и, следовательно, облегчаются условия реализации вязко-упругого течения при воздействии индентора. При значительных КВД ( $n > 5$ ) заметную роль начинают играть процессы локального установления ближнего и/или дальнего кристаллического порядка под действием локального адиабатического повышения температуры в полосах сдвига, которое наблюдается при существенных КВД-обработках.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90014*

## ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ПАРАМЕТР ПОРЯДКА ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВЕ Fe<sub>3</sub>Al

Метлов Л.С.

*ГУ “Донецкий физико-технический институт”, Донецк, Украина,  
Донецкий национальный университет, Донецк, Украина*

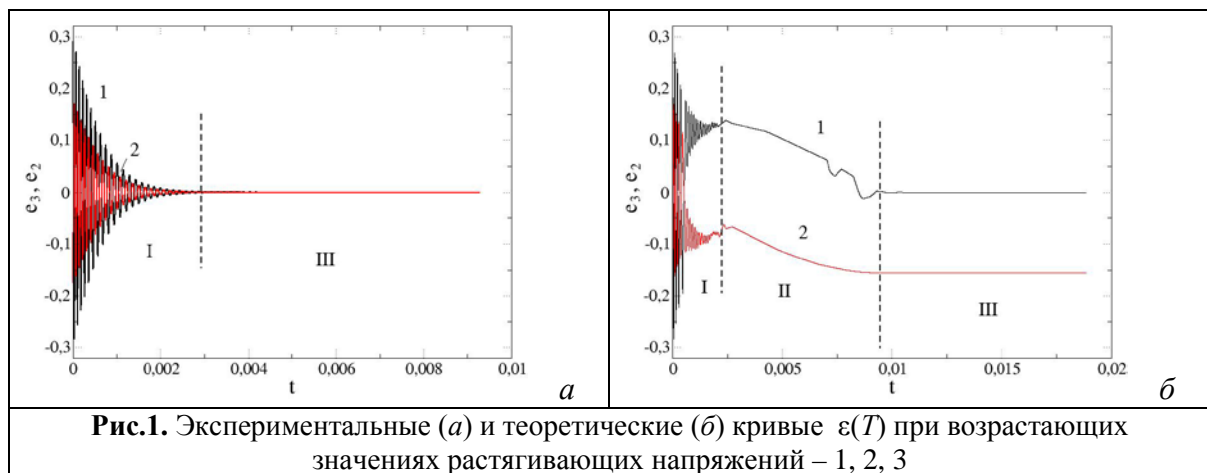
[lsmet@donfti.ru](mailto:lsmet@donfti.ru)

Сплав Fe<sub>3</sub>Al с кристаллографической точки зрения сплав образует ОЦК решетку с четырьмя ГЦК подрешетками В неупорядоченном состоянии атомы железа и алюминия равномерно занимают все четыре подрешетки (сверхрешетка L1<sub>0</sub>, высокотемпературная фаза), а в упорядоченном состоянии атомы алюминия концентрируются в одной из подрешеток (сверхрешетка D0<sub>3</sub>, низкотемпературная фаза). На промежуточном температурном интервале сплав частично упорядочен (сверхрешетка B2). Концентрация атомов алюминия в одной из четырех подрешеток нарушает их эквивалентность, в результате чего неизбежно возникают деформации элементарных ячеек и сверхрешетки в целом. Процесс упорядочения таким образом можно описать, введя первичный параметр порядка в виде вектора перемещения подрешетки, занимаемой атомами Al, либо вторичный параметр порядка в виде тензора деформации “элементарной” ячейки [1].

В терминах деформационного параметра порядка динамико-релаксационное уравнение, описывающее движение системы сплава Fe<sub>3</sub>Al, имеет вид

$$\rho \frac{\partial^2 \varepsilon}{\partial t^2} + \tau \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} = \frac{\delta f}{\delta \varepsilon}$$

где  $\varepsilon_i$  – одна из компонент тензора деформации,  $\rho$  – плотность материала,  $\tau$  – время релаксации,  $f$  – свободная энергия. Пример, динамической релаксации системы из некоторого начального состояния приведен на рис. 1



При температуре выше критической (неупорядоченное состояние) эволюция системы состоит из двух этапов: (I) высокочастотные затухающие осцилляции и (III) равновесное состояние. При температуре ниже критической (упорядоченное состояние) к ним добавляется этап (II) медленная эволюция к одному из минимумов свободной энергии [1]

## НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ И ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ – ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ

**Чернов В.М.**

*Высокотехнологический НИИ неорганических материалов имени академика  
А.А. Бочвара (АО «ВНИИИМ»), Москва, Россия,  
[VMChernov@bochvar.ru](mailto:VMChernov@bochvar.ru)*

Рассмотрены условия и механизмы формирования состояния низко-температурного охрупчивания (формирования температуры вязко-хрупкого перехода  $T_{вхп}$ ) в металлах и их хрупкого разрушения (при определённых условиях) в таких состояниях (хладноломкости). Хладноломкость является типичным свойством ОЦК-металлов (исключение Та) и отсутствует в ГЦК-металлах. Процесс формирования хладноломкости металлов является многостадийным и его механизмы определяются дислокациями на всех стадиях (зарождение и рост докритических трещин, образование и динамическое распространение критических трещин, разрушение). Зарождение и докритический рост трещин происходит во всех типах металлов (ГЦК, ОЦК). Образование критических трещин (необходимое условие хладноломкости) и их динамическое распространение (достаточное условие хладноломкости) происходит только в хладноломких металлах.

Рельефы напряжений в плоскостях скольжения дислокаций (плоскостях распространения трещин) формируются кристаллическими решётками (рельефами Пайерлса) и их дефектами. Амплитудные значения этих рельефов (высоких в ОЦК и низких в ГЦК металлах) определяют стартовые напряжения для скольжения дислокаций на фронтах критических трещин в их пластических зонах. Скорость распространения критической трещины определяется зарождением и подвижностью дислокаций в её пластической зоне. В состоянии хладноломкости в пластической зоне критической трещины возникает локальное динамически связанное состояние «фронт трещины – дислокация» («фро-дис»), подвижность которого определяет скорость распространения трещины и контролируется динамической скоростью дислокаций, увеличивающейся с увеличением длины трещины и уменьшением температуры при асимптотическом приближении к скорости звука в КМ. Определён динамический критерий (достаточное условие хладноломкости) формирования области динамической подвижности дислокаций в пластической зоне критической трещины. Этот критерий может выполняться в ОЦК-металлах и не выполняется в ГЦК-металлах. Причины и механизмы отсутствия хладноломкости в Та неясны.

Методом внутреннего трения (ультразвуковые частоты) определены уровни вязкого торможения дислокаций в ОЦК (ферритно-мартенситная сталь, сплавы ванадия, тантал) и ГЦК (аустенитная сталь) металлах при низких температурах (областях хладноломкости ОЦК-металлов). Для ОЦК-металлов (кроме Та) в области их хладноломкости наблюдается низкий уровень вязкого торможения дислокаций (выполняется динамический критерий хладноломкости) и наблюдается корреляция температурных зависимостей ударной вязкости и внутреннего трения. Корреляция позволяет определить температуру хладноломкости (температуру  $T_{вхп}$ ) металлов из акустических экспериментов. В Та при низких температурах наблюдается высокий уровень вязкого торможения дислокаций, увеличивающийся при понижении температуры (механизм не ясен) и согласующийся с отсутствием в Та хладноломкости. В ГЦК-металлах наблюдается высокий уровень вязкого торможения дислокаций при всех температурах (динамический критерий хладноломкости не выполняется), что является одной из причин отсутствия в них состояния хладноломкости (совместно с низким уровнем напряжения Пайерлса).

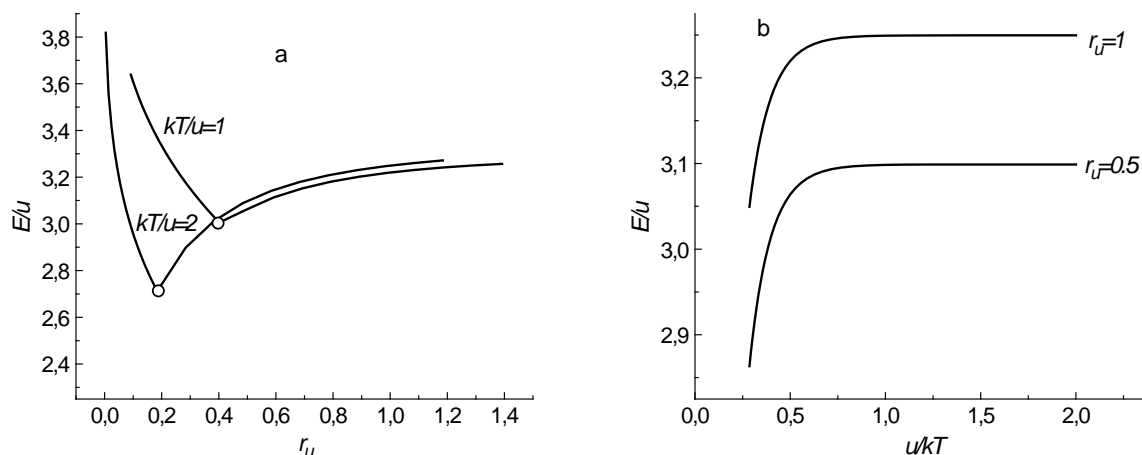
## МЕХАНИЗМ СМЕНЫ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ УПРОЧНЕНИЕМ: КВАЗИЛОКАЛИЗАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ КИНКОВ

Петухов Б.В.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ  
«Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия  
[petukhov@ns.crys.ras.ru](mailto:petukhov@ns.crys.ras.ru)

Механические свойства материалов высоко чувствительны к содержанию примесей и точечных дефектов вследствие их взаимодействия с носителями пластической деформации - дислокациями. Это открывает возможность до некоторой степени управлять механическими свойствами материалов посредством легирования и создания твердых растворов. В ряде кристаллических материалов помимо широко известного твердорастворного упрочнения в области низкой концентрации атомов раствора наблюдается также противоположное поведение – повышение пластичности или разупрочнение. В настоящей работе изучается обобщенный кинковый механизм движения дислокаций с учетом гетерогенного влияния случайно флуктуирующих полей концентрации атомов раствора. Рассмотрено влияние примесей на обе существенные стадии процесса движения дислокации: термофлуктуационное образование кинков и их распространение по длине дислокации. Это влияние разнонаправлено и приводит к конкуренции эффектов ускорения и торможения движения дислокаций. На макроскопическом уровне это соответствует конкуренции разупрочнения и упрочнения кристаллов,

В работе рассчитывается механизм этих эффектов и показывается, как граница изменения поведения может быть использована для оценки микроскопических параметров материалов. Теория предсказывает тенденции зависимости пластичности от концентрации легирующих элементов, напряжения, температуры, скорости деформации и ряда материальных параметров.



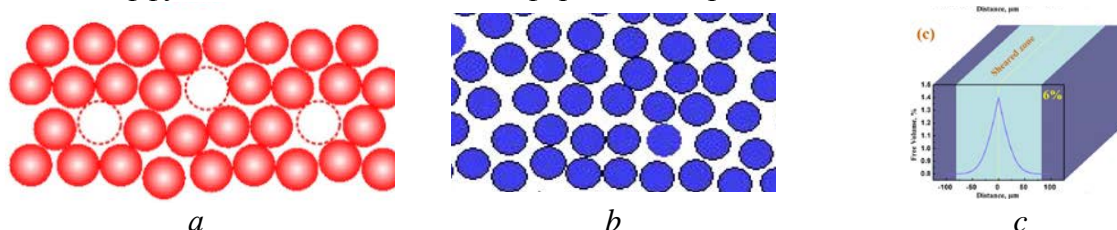
**Рис. 1.** Зависимость энергии образования пары кинков при движущей силе  $F_a=0.1$  от а) средней плотности примесей  $r_u$  для различных значений температуры; б) обратной температуры для различных значений средней плотности примесей. Параметры: энергия кинка  $E_k=3u$ ,  $u$  – энергия взаимодействия атома раствора с дислокацией. Кружками на левом рисунке указаны точки смены режимов движения дислокаций

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Абросимова Г.Е.

*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия*  
[gea@issp.ac.ru](mailto:gea@issp.ac.ru)

Аморфные металлические сплавы или металлические стекла относятся к группе широко исследуемых объектов. Металлические стекла чаще всего получают методом скоростной закалки расплава, скорость охлаждения при этом составляет  $\sim 10^\circ\text{C}/\text{сек}$ . Структура закаленной ленты является неравновесной, металлическое стекло наследует структуру жидкости. Поскольку плотность расплава меньше плотности соответствующего кристаллического материала, закаленный аморфный сплав содержит значительный избыточный атомный объем, получивший название «свободный объем» (Рис. 1 а, б). Свободный объем является одним из наиболее важных понятий, широко используемых для описания и количественной оценки многих свойств материала, таких как вязкость, диффузионная подвижность, деформация и др.



**Рис. 1.** Схема аморфной структуры, в которой свободный объем находится в виде квазивакансий (а), и аморфной структуры с более-менее равномерным распределением свободного объема (б); распределение свободного объема в полосе сдвига в деформированном образце (с)

При структурной релаксации количество свободного объема уменьшается, при пластической деформации растет (рис. 1с). Одним из способов оценки свободного объема может служить анализ кривых рассеяния рентгеновских лучей исходными, релаксированными или деформированными образцами. Положение диффузного максимума на рентгенограммах позволяет определить кратчайшее расстояние между атомами в аморфной фазе. Сдвиг основного диффузного максимума свидетельствует об изменении расстояния между атомами. Величина эффекта должна зависеть от размера атомов в образце, типа обработки (термическая, деформационная), виде и степени деформации, а также пластических констант материала (модуля Юнга, модуля сдвига и пр.).

Исследования проводились на широкой группе металлических стекол систем Al–Y, Al–TM–RE (TM = Ni, Co; RE = Y, Gd), Fe–Si–B, Co–Si–B–Fe–Nb, Pd–Ni–P, Zr–Cu–Al–Fe – в металлических стеклах на базе металлов с разными упругими характеристиками. Образцы подвергались изотермическим отжигам и деформации методами многократной прокатки, кручения под высоким давлением и барической обработки. Проанализированы изменения структуры и показано, что при всех использованных способах деформации происходит образование полос сдвига, приводящих к образованию ступенек на поверхности образцов. Образовавшиеся полосы сдвига являются зонами повышенного свободного объема (пониженной плотности) и характеризуются увеличением кратчайшего расстояния между атомами; величина сдвига диффузного максимума на рентгенограммах зависит от степени деформации и физических констант материала (модуля Юнга, модуля сдвига).

**ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ  
АМОРФНЫХ СПЛАВОВ:  
РОЛЬ ПОЛОС СДВИГА**

**Аронин А.С., Божко С.И.**

*Институт физики твердого тела им. Ю.А.Осипьяна РАН,  
Черноголовка, Россия*  
[aronin@issp.ac.ru](mailto:aronin@issp.ac.ru)

Образование нанокристаллов в аморфных сплавах происходит либо при нагреве, либо при деформации. Наноструктура, сформированная при деформации, отличается от наноструктуры, полученной при нагреве. Проведено сравнение наноструктуры, индуцированной деформацией и нагревом. Дисперсность наноструктуры, образованной при деформации оказывается выше, а объемная доля нанокристаллов больше, чем при нагреве. Деформация при температурах существенно более низких, чем температура стеклования, осуществляется путем образования и распространения полос сдвига. Полосы сдвига выходят на поверхность деформируемых образцов, образуя ступеньки. Считается, что образование нанокристаллов происходит либо в полосах сдвига, либо в непосредственной близости от них. По высоте ступеньки можно судить о величине соответствующего ей сдвига. Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована морфология полос сдвига. Методом рентгенографии проведено исследование фазового состава и установлены условия деформации, соответствующие образованию нанокристаллов. Объектами исследования были аморфные сплавы в виде лент на основе алюминия, железа, кобальта и массивного сплава на основе циркония. Деформация осуществлялась методами многократной прокатки и кручения под давлением при комнатной температуре. Структура и морфология ступенек на поверхности исследована с помощью атомно-силовой зондовой микроскопии. По величине и морфологии ступенек определена величина сдвига. Проанализирована связь между величиной сдвига и образованием кристаллов. Обсуждены особенности наблюдения полос сдвига методами просвечивающей электронной микроскопии.



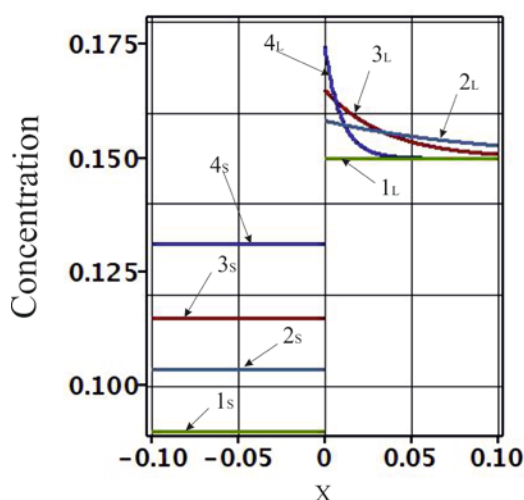
## ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТОВ РАСТВОРА ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ

Гуськов А. П.

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

Известное стационарное решение уравнения конвективной диффузии при фазовых переходах дает равные концентрации компонентов в фазах [1]. Теория сегрегации компонентов раствора межфазной границе Бартона Прима Сликтера (БПС) [1] объясняет сегрегацию гидродинамическими течениями. Но в экспериментах по кристаллизации слоя водного раствора красителя наблюдалось практически полное оттеснение красителя межфазной границей [2]. В [3] приведены результаты измерения концентрации компонентов при фазовом переходе сплава меди и алюминия после закалки. Этот эксперимент также дал разные концентрации компонентов вне диффузионного слоя. Такую сегрегацию теория БПС не объясняет. В предлагаемой работе сегрегация компонентов межфазной границей объясняется действием внешних сил, которые перемещают раствор через область фазового перехода. Пусть раствор перемещается через неподвижное температурное поле под действием силы, действующей на внешнюю границу твердого раствора. Действие силы передается межфазной границе.

Граница смещается, на ней происходит отклонение химического потенциала от его равновесного значения. Отклонение химического потенциала от равновесия и является движущей силой фазового перехода и всех явлений, которые сопровождают фазовый переход. Введение внешних сил, действующих на многокомпонентные системы,



рассматривалось, например в работе [4]. В [5,6] рассматривалась связь давления и диффузии. Но в [5,6] давление вводилось в рамках обобщенного уравнения Фика. В предлагаемой работе вводится внешнее давление. Расчеты показали, что в результате действия внешних сил происходит дрейф компонентов. Разная скорость дрейфа в фазах и условие сохранения массовых потоков компонентов объясняет сегрегацию компонентов межфазной границей.

На рисунке приведены результаты расчетов.  $X=0$  – межфазная граница. Цифрами показаны графики распределения концентрации. Индекс S – твердая фаза, L – жидкая фаза. Кривым 1 соответствует межфазное равновесие. Большей цифре соответствует большая сила, действующая на раствор. Рисунок показывает, что концентрации в фазах различны.

1. Kennet A. Jackson. The Interface Kinetics of Crystal Growth Processes. Willey-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2004.
2. A. Guskov, L. Nekrasova. Journal of Crystallization Process and Technology. N 3, p. 170 – 174, 2013.
3. Б. Чалмерс. Теория затвердевания. Москва, 1968.
4. И. Пригожин, Д. Кондепуди. Современная термодинамика. «Мир». М. 2002.
5. Alex Guskov. J. Phys. Commun. 5 2021, 055014, pp. 1-12.
6. А.П. Гуськов. Письма в ЖТФ, 2021, том 47, вып. 11, стр. 10-13

## О ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

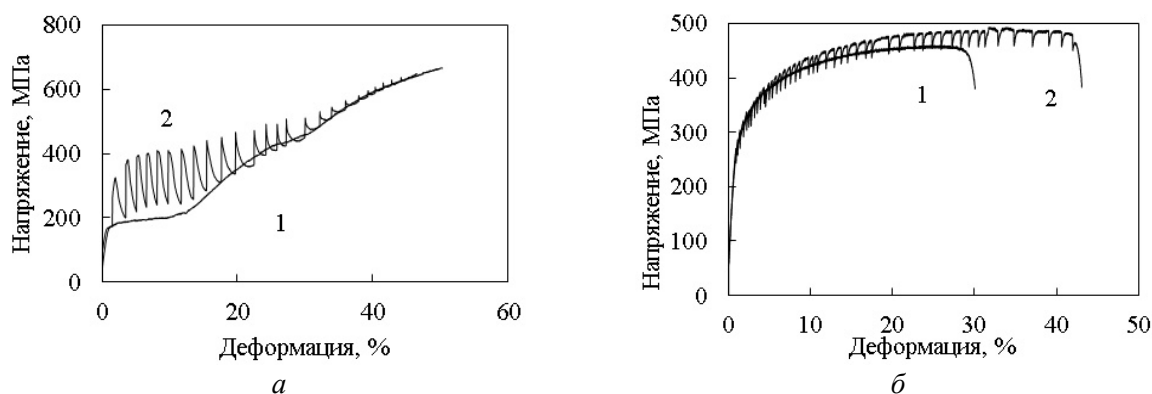
Столяров В.В.

ИМАШ РАН, Москва, Россия

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

Прохождение электрического тока в проводнике вызывает различные сопутствующие явления (нагрев, скин- и пинч эффекты, вибрация), включая электропластический и магнитопластический эффекты в процессе деформации [1,2]. Как правило, все они приводят к традиционному снижению напряжений течения и повышению пластичности в чистых металлах или сплавах, не испытывающих структурных изменений. В данной работе рассмотрены случаи аномального деформационного поведения при растяжении, сопровождающиеся упрочнением, как в чистых металлах (титан и алюминий), так и в термически нестабильных сплавах – с мартенситным превращением (Ti–Ni), изменением растворимости (стареющие).

Ниже представлены, как пример, кривые растяжения образцов сплава с памятью формы застехиометрического состава ( $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ ), а также чистого титана при модах и режимах тока. Отметим, что в обоих материалах тепловой эффект тока практически отсутствовал.



**Рис.1.** Упрочнение, вызываемое током, в сплаве  $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$  (а) и титане VT1-0 (б):  
1 – без тока; 2 – импульсный ток

Видно, что для разных по природе материалов наблюдается общее повышение напряжения течения, а также скачки напряжения разных направлений. Природа упрочнения и характер скачков напряжения связаны с разными эффектами тока. В сплаве Ti–Ni скачки вверх вызваны обратным мартенситным превращением при переходе через точку  $M_n$ . В титане скачки вниз обусловлены электропластическим эффектом, а упрочнение, предположительно, малоциклового усталостью.

Обсуждаются возможные механизмы наблюдаемых эффектов, принимая во внимание природу и структурно-фазовый состав материала, а также моду и режимы тока.

1. Троицкий О.А. Письма в ЖЭТФ. 1969. 10. С. 18–22.
2. Загоруйко Н.В. Кристаллография. 1965. 10. С. 81.

## НЕТИПИЧНЫЙ ЭЛИНВАРНЫЙ ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ БЕТА-СПЛАВЕ Ti-Nb-Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Дубинский С.М.<sup>1</sup>, Маркова Г.В.<sup>2</sup>, Баранова А.П.<sup>1</sup>, Прокошкин С.Д.<sup>1</sup>,  
Браиловский В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”,  
Москва, Россия

<sup>2</sup>Тульский государственный университет, Тула, Россия

<sup>3</sup>Ecole de Technologie Supérieure, Монреаль, Канада

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

Метастабильные титановые  $\beta$ -сплавы с памятью формы создаются преимущественно для биомедицинского применения, однако в некоторых условиях они проявляют аномальное элинварное поведение. В большинстве случаев это связано с высокой плотностью дислокаций, возникшей в результате интенсивной пластической деформации, или с предпереходными явлениями. Ранее было обнаружено повторяемое элинварное поведение с  $\alpha_{fr}^2 \sim 1 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  в рекристаллизованном или полигонизованном сплаве Ti–22Nb–6Zr (ат.%) с памятью формы при охлаждении в интервале температур от 550 до 150  $^\circ\text{C}$ .

На момент начала исследований было известно пять механизмов элинварного поведения: (1) взаимодействие магнитных доменов; (2) фазовые превращения; (3) предпереходные явления; (4) высокая плотность дислокаций; (5) анизотропия упругих модулей низкосимметричной кристаллической решетки. Как было показано в ходе исследований, сплав Ti–22Nb–6Zr является парамагнетиком, элинварное поведение проявляется в области существования чистой ОЦК  $\beta$ -фазы с низкой плотностью дислокаций, а существующие предпереходные явления наблюдаются при более низких температурах. Таким образом, обнаруженное элинварное поведение при охлаждении является результатом низкой температурной чувствительности упругих констант кристаллической решетки  $\beta$ -фазы в сплаве Ti–22Nb–6Zr с памятью формы. В тоже время, отсутствие элинварного поведения при нагреве связано с выделением и растворением изотермической  $\omega_{iso}$ -фазы.

Было показано, что при увеличении скорости нагрева-охлаждения с 2,5 до 8  $^\circ\text{C}/\text{мин}$  происходит подавление образования изотермической  $\omega_{iso}$ -фазы и элинварное поведение проявляется как при охлаждении, так и при нагреве в интервале температур от 150 до 550  $^\circ\text{C}$ . Кроме того, такое двусторонне элинварное поведение стабильно при циклировании.

Похожее элинварное поведение было обнаружено и в стабильных  $\beta$ -сплавах, таких как Ti–50Nb и Ti–30Mo (ат.%), но в более узких температурных интервалах, разделенных интервалом с близкой к нормальной температурной зависимостью упругого модуля. Метастабильный B2 Ti–50.0Ni и  $\beta$  Ti–18Zr–14Nb (ат.%) сплавы с памятью формы не проявляют такого элинварного поведения.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-73-10167, <https://rscf.ru/project/21-73-10167/>

## ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ $\omega$ -ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti–22Nb–6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Баранова А.П., Дубинский С.М., Прокошкин С.Д.

Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”,

Москва, Россия

[baranova.al.pavlovna@yandex.ru](mailto:baranova.al.pavlovna@yandex.ru)

На сегодняшний день сплав Ti–22Nb–22Zr (ат.%) с памятью формы является классическим перспективным материалом для биомедицинских имплантатах ввиду входящих в состав только биосовместимых компонентов и реализации нелинейного сверхупругого поведения с низким модулем упругости, близкого к поведению костной ткани. Активное изучение механических свойств данного сплава привело к обнаружению нетипичного элинварного эффекта при охлаждении в широком температурном интервале, тогда как при нагреве наблюдался пик, формирование которого вызвано выделением и растворением изотермической  $\omega_{iso}$ -фазы. Получение двустороннего элинварного эффекта (при нагреве и охлаждении) в сплаве Ti–22Nb–6Zr является важной практической задачей, для реализации которой необходимо изучить особенности кинетики образования изотермической  $\omega_{iso}$ -фазы.

Кинетика формирования  $\omega_{iso}$ -фазы в том числе и в зависимости от режима выхода в температурный старения, а также морфологии выделившихся частиц были изучены на образцах сплава Ti–22Nb–6Zr (ат. %), подвергнутых холодной прокатке с истинной деформацией  $e = 0,3$  и последующему отжигу для получения полигонизованного (600°C, 30 мин) состояния  $\beta$ -фазы, с помощью рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии. Выход в температурный интервал формирования  $\omega_{iso}$ -фазы осуществляли по четырем схемам: быстрый нагрев после быстрого (в воду) и медленного (2,5 град./мин) охлаждения, медленный нагрев после медленного охлаждения и медленным охлаждением в температурный интервал старения. Старение осуществляли при температурах от 250 до 375 °C и с выдержкой в течение 1 и 3 часов.

Установлено, что образование  $\omega_{iso}$ -фазы наиболее интенсивно после быстрого охлаждения в воду и быстрого нагрева в интервал старения. Именно такая схема соответствует формированию наибольших внутренних напряжений, способствующих образованию  $\omega_{iso}$ -фазы, тогда как медленное охлаждение и/или нагрев не приводят к генерации внутренних превращений и/или вызывают релаксацию уже существующих, и количество  $\omega_{iso}$ -фазы в таких случаях крайне мало. Таким образом, контролирующим механизмом образования  $\omega_{iso}$ -фазы в основном является сдвиг решетки, а не диффузионное перераспределение элементов. Показано, что в сплаве Ti–22Nb–6Zr  $\beta \rightarrow \omega_{iso}$  превращение имеет выраженную S-образную кинетику с максимумом при 300 °C в интервале температур 250...375 °C, и практически не идет при температурах старения ниже 250 и выше 375 °C. Установлено, что в ходе старения после отжига при температурах 250, 300 и 375 °C 3 часа формируются частицы эллипсоидной формы. Соотношение ширины видимых проекций частиц к длине незначительно варьируется в диапазоне от  $\sim 1/4$  для старения при 250 °C, 3 часа до  $\sim 1/5$  для старения при 375 °C, 3 часа.

## ФОРМИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ WTa В СПЛАВЕ CrTaW: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Неласов И.В.<sup>1</sup>, Колобов Ю.Р.<sup>1</sup>, Манохин С.С.<sup>1</sup>, Гусаков М.С.<sup>2</sup>

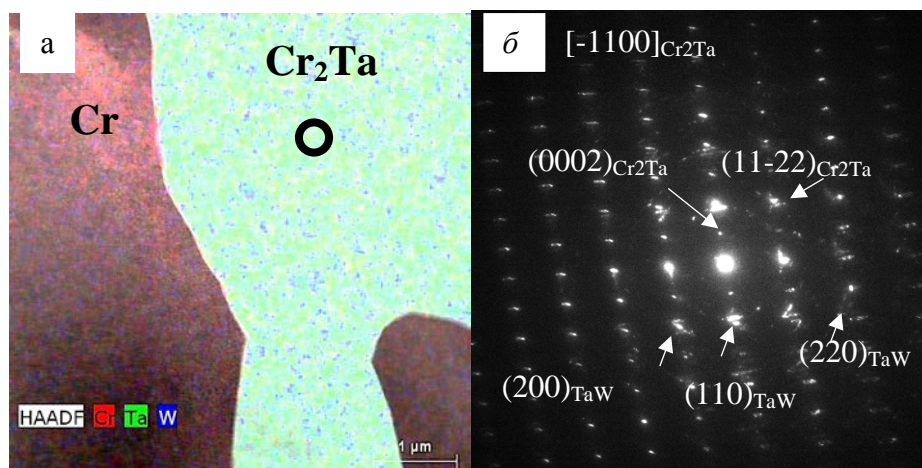
<sup>1</sup> Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup> АО «Композит», г. Королёв, Россия

[nelasov@icp.ac.ru](mailto:nelasov@icp.ac.ru)

Стабильность многокомпонентных сплавов определяется энтальпией образования фаз и диффузией, которая определяет время в течении которого физико-механические свойства сплава не изменяются за счёт локального перераспределения компонент сплава. Знание коэффициентов диффузии компонент, входящих в сплав и термодинамически равновесных фаз, позволяют прогнозировать его эволюцию. Наряду с экспериментальными методами исследования в многокомпонентных сплавах для определения диффузионных характеристик в металлических системах используются методы молекулярно-динамического моделирования.

В рамках метода погруженного атома, методом Монте-Карло, проведено компьютерное моделирование перехода в термодинамически равновесное состояние эквивалентных сплавов WTa и WCr. Рассчитаны коэффициенты диффузии в данных сплавах как при случайном расположении атомов элементов в сплаве, так и в термодинамически равновесном состоянии. Расслоение системы WCr и образование решетки типа CsCl для сплава WTa в сочетании со снижением коэффициента диффузии тантала на два порядка при образовании упорядоченного сплава WTa позволяет предположить формирование включений WTa в сплавах типа CrTaW. Проведенное исследование методом ПЭМ позволили однозначно идентифицировать обогащённые W частицы внутри фазы Cr<sub>2</sub>Ta сплава системы CrTaW как частицы WTa (рисунок).



**Рис.** Микроструктура образца сплава системы Cr–Ta–W: *a* – картирование по элементам методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии в ПЭМ (результат наложение карт Cr, Ta, W в одну картинку); *б* – микродифракционная картина, полученная с фазы Cr<sub>2</sub>Ta с области порядка 0,4 мкм<sup>2</sup>. Просвечивающая растровая электронная микроскопия

Данная работа выполнена при финансовой поддержке гос задания. № госрегистрации АААА-А19-119022690098-3. Структурные исследования проводились с использованием научного оборудования ЦКП ФНИЦ "Кристаллография и фотоника" РАН (г. Москва).

## ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРАВЛЕНИЯ И ДРОБНОСТИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА

Шурыгина Н.А.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2</sup>, Дьяконов Д.Л.<sup>1</sup>,  
Сундеев Р.В.<sup>1,3</sup>, Томчук А.А.<sup>1,4</sup>, Рассадина Т.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ФГУП «ЦНИИчермет им.И.П. Бардина», Москва, Россия

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

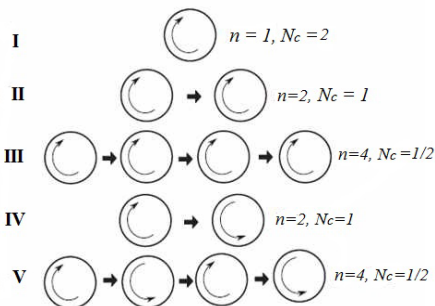
<sup>3</sup> РТУ МИРЭА, Москва, Россия

<sup>4</sup> МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

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

Способы деформации можно условно разделить на непрерывные и дробные. При непрерывном способе в процессе приложения внешней нагрузки твердое тело непрерывно пластически деформируется до необходимой степени изменения формы (например, кручение, сжатие, одноосное растяжение). При втором способе механическое воздействие на твердое тело носит кратковременный характер с возможностью реализовать только одну степень пластической деформации за один цикл (например, горячая или холодная прокатка, ковка, экструзия). Процессы пластического формоизменения носят в этом случае дробный характер и происходят с помощью нескольких циклов (проходов). Цель данной работы заключается в том, чтобы экспериментально оценить влияние дробности и направления (реверсивности) деформации при Кручение под высоким давлением (КВД) в камере Бриджмена на микроструктуру, микротвердость и коррозионную стойкость технически чистого титана.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан ВТ1-0, в котором на процессы структурообразования при пластической деформации в минимальной степени влияют атомы примесей или избыточные фазы. Образцы в виде пластин  $15 \times 15 \times 0.05$  мм были подвергнуты деформации КДВ ( $P = 6$  ГПа) в камере



**Рис. 1.** Схема эксперимента  
( $n$  – число циклов деформации,  
 $N_c$  – число оборотов за цикл)

Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения подвижного бойка 1 об/мин. Суммарная деформация  $N$  образца во всех случаях соответствовала двум полным оборотам подвижной наковальни ( $N = 2$ ). Схема деформации представлена на рис.1.). По результатам рентгеноструктурного анализа сплава было установлено, что исходная структура полностью состоит из  $\alpha$ -Ti. После КВД микроструктура титана представляет собой смесь  $\alpha$  и  $\omega$  фаз. Были определены объемные доли  $\alpha$  и  $\omega$  фаз ( $V_i$ , отн.ед.). В случае неререверсивной деформации повышение числа циклов ведет к заметному увеличению объемной

доли  $\omega$ -фазы  $V_\omega$ . В случае реверсивной деформации типа дробность деформации приводит к уменьшению количества  $\omega$ -фазы.

В работе показано, что повышение числа циклов ведет к заметному снижению величины микротвердости  $HV$ , причем эффект дробности деформации наиболее выражен для деформации в одну сторону. Таким образом, показано, что дробность и изменение направления кручения (по часовой или против часовой стрелки) при КВД в камере Бриджмена, оказывают при прочих равных условиях заметное влияние на характер структуры и механические свойства технически чистого титана.

Авторы выражают благодарность РФФ (грант 19-72-20066) за финансовую поддержку.

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe-18Cr-10Ni, ПОЛУЧЕННОГО С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ****Блинова Е.Н.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1</sup>, Воронов В.Д.<sup>2</sup>, Ишкиняев Э.Д.<sup>2</sup>, Либман М.А.<sup>1</sup>,  
Осинцев А.В.<sup>2</sup>, Петровский В.Н.<sup>2</sup>**<sup>1</sup>*ЦНИИ черной металлургии им. И. П. Бардина, Москва, Россия*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*[blinova\\_en@rambler.ru](mailto:blinova_en@rambler.ru)

Создание металлических материалов, сочетающих в себе одновременно достаточно высокие прочностные и пластические характеристики возможно путем реализации композиционных структур, представляющих собой сочетание в определенной последовательности макроскопических областей, одна из которых обладает высокой прочностью, а другая – высокой пластичностью. Создание таких структур возможно при использовании сплава Fe-18Cr-10Ni, в котором может быть реализовано прямое  $\gamma \rightarrow \alpha$  – превращение с образованием высокопрочного мартенсита и обратное  $\alpha \rightarrow \gamma$  – превращение, в результате которого образуется пластичный аустенит. Сочетание в одном образце макроскопических областей мартенсита и аустенита позволит получить композитный материал, в котором в зависимости от распределения и размеров этих областей можно регулировать прочностные и пластические характеристики. Для проведения исследований был выбран сплав Fe-18Cr-10Ni, в котором для образования высокопрочного мартенсита использовалась пластическая деформация линейной прокаткой с обжатием 80%, а для получения пластичного аустенита, области которого определенным образом распределены в мартенсите, – термическая обработка лазерным излучением. При проведении лазерной термической обработки основную сложность представляет поддержание температуры, необходимой для образования областей аустенита. Для предотвращения перегрева использовался источник энергии с максимально однородным распределением плотности мощности. При этом варьировались параметры лазерного воздействия. Были исследованы различные способы обработки на возможность обеспечения устойчивого нагрева до требуемых температур: движущийся с низкой скоростью (до 2 мм/с) источник лазерного излучения с прямоугольным близким к однородному профилю интенсивности размерами 11x2 мм, неподвижный источник с однородным прямоугольным пятном и сканирование области с высокой скоростью обработки (более 1000 мм/с). Перед экспериментальным исследованием была построена модель лазерного нагрева с использованием метода конечных элементов. На основе построенной модели были подобраны режимы для обработки различными оптическими системами, а также была выбрана форма оснастки, необходимая для получения изотропного теплоотвода материала. Для контроля результатов термической обработки использовались измерения спонтанной намагниченности и микротвердости образующихся областей. Предложенная технология позволила изготовить образцы, состоящие из макроскопических областей мартенсита и аустенита, распределенных по определенному закону. Были проведены измерения диаграмм напряжение - деформация ( $\sigma(\epsilon)$ ) для различных распределений областей аустенита в мартенситной матрице, которые показали возможность регулирования прочностных и пластических свойств композита путем регулирования формы и объемной доли пластичного аустенита, распределенного в высокопрочной матрице.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 20-08-00591 а).*

## ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СПОНТАННУЮ НАМАГНИЧЕННОСТЬ И КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФАЗ МЕТАСТАБИЛЬНОГО СПЛАВА Fe–18Cr–10Ni

Глезер А.М.<sup>1</sup>, Блинова Е.Н.<sup>1</sup>, Исаенкова М.Г.<sup>2</sup>, Либман М.А.<sup>1</sup>, Перов Н.С.<sup>3</sup>

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

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

<sup>3</sup>Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова, Москва, Россия  
[a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)

В настоящее время проводятся интенсивные исследования влияния различных видов мощных энергетических воздействий на структурное и фазовое состояние металлических сплавов. Создание таких состояний может привести к появлению материалов с необычными сочетаниями физических или механических свойств. Одним из таких видов энергетических воздействий является мегапластическая деформация, создаваемая в камере Бриджмена.

В работе исследовано влияние деформации в камере Бриджмена, осуществляемой при различных температурах (293 К и 77 К) на спонтанную намагниченность ( $\sigma_s$ ) и кристаллогеометрические характеристики фаз метастабильного сплава Fe-18Cr-10Ni в двух исходных состояниях: после горячей пластической деформации - аустенитное состояние и мартенситном состоянии, создаваемом последующей холодной деформацией линейной прокаткой. Установлено, что деформирование образцов выбранного сплава в камере Бриджмена с величиной истинной логарифмической деформации ( $\epsilon$ ) в пределах 4,7—5,8, приводит к образованию двух мартенситных фаз с существенно различными магнитными свойствами: ферромагнитной  $\alpha$ -фазы с высокой величиной спонтанной намагниченности и  $\epsilon$ -фазы, остающейся парамагнитной, как минимум, до 77 К. Наличие этих двух фаз приводит, по-видимому, к сложной зависимости  $\sigma_s$  сплава от величины  $\epsilon$ , причем характер зависимости сохраняется как в случае деформирования в камере Бриджмена при 293 К, так и при 77 К.

Проведен анализ причин, приводящих к обнаруженной зависимости  $\sigma_s$  ( $\epsilon$ ) в сплаве после деформирования в камере Бриджмена. Сложный характер зависимости  $\sigma_s$  ( $\epsilon$ ) связан, по-видимому, в первую очередь с соотношением между объемными долями мартенситных  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -фаз, сосуществующих в сплаве после деформации с различной величиной  $\epsilon$ . Однако, в полной мере объяснить изменения величины  $\sigma_s$  только изменением фазового состава исследованного сплава не представляется возможным. По-видимому, в данном случае реализуется еще один механизм изменения величин спонтанной намагниченности при изменении величины  $\epsilon$ . Этот механизм связан с обнаруженным нами эффектом изменения параметров кристаллической решетки  $\alpha$ -мартенсита при изменении величины истинной логарифмической деформации. Изменения параметров кристаллической решетки приводит в соответствии с представлениями теории ферромагнетизма к изменению величины обменного взаимодействия в сплаве, что, в свою очередь, оказывает влияние на величину спонтанной намагниченности. Обсуждается роль этого фактора в наблюдаемой экспериментально зависимости  $\sigma_s$  ( $\epsilon$ ) для случаев деформирования сплава при различных температурах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 20-08-00591 а).*



## ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ОМЕГА ФАЗЫ В СПЛАВАХ Ti–Nb ПОДВЕРГНУТЫХ ВОЗДЕЙСТВИЮ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Горнакова А.С.<sup>1</sup>, Корнева А.<sup>2</sup>, Страумал Б.Б.<sup>1</sup>

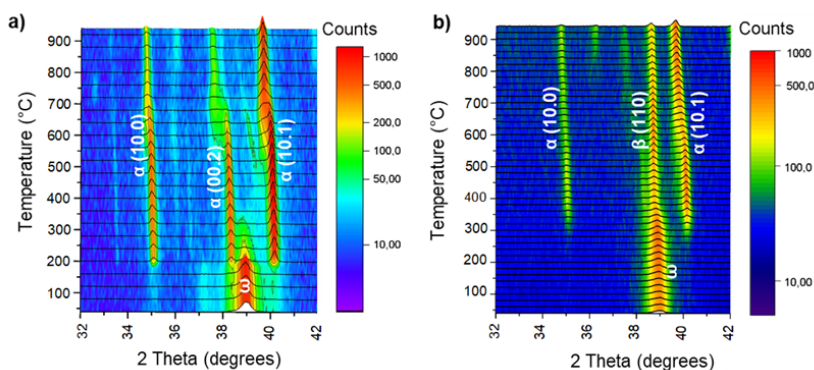
<sup>1</sup> Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черногловка, Россия

<sup>2</sup> Институт металлургии и материаловедения ПАН, Краков, Польша

[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Многие свойства сплавов на основе титана связаны с аллотропными превращениями. Титановые сплавы обладают двумя стабильными фазами (низкотемпературной  $\alpha$ -фазой и высокотемпературной  $\beta$ -фазой) и тремя метастабильными фазами ( $\alpha'$ -мартенсит,  $\alpha''$ -мартенсит и  $\omega$ -фаза).  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -мартенситные фазы образуются при закалке  $\beta$ -фазы и зависят от химического состава сплавов.  $\omega$ -фаза может быть получена в результате медленной закалки  $\beta$ -фазы ( $\omega$ -атермическая), во время изотермического старения  $\beta$ -фазы ( $\omega$  изотермическая) или при высоком давлении  $\beta$  и  $\alpha$ -фаз и может оставаться после сброса давления. В сплавах на основе титана  $\omega$ -фаза высокого давления легче образуется из  $\beta$ -фазы во время кручения под высоким давлением (КВД), а также из  $\alpha$ -фазы, в зависимости от экспериментальной методики, условий давления и легирующих добавок. Индуцированные КВД  $\alpha \rightarrow \omega$  и  $\beta \rightarrow \omega$  превращения являются мартенситными (бездиффузионными), чему способствует деформация сдвига и легирование титана  $\beta$ -стабилизаторами (такими как Fe, Co, Nb, Ni).

Образцы сплавов Ti–3 масс.% Nb и Ti–20 масс.% Nb были отожжены в ампулах при 600°C ( $\alpha$  – область фазовой диаграммы) и при 520°C ( $\alpha+\beta$ ) в течение 168 часов, соответственно, а после подвергнуты КВД при 7 ГПа, 5 оборотов, 1 оборот в минуту. Рентгеновские измерения *in-situ* проводились с использованием излучения CuK $\alpha$  на оборудовании Panalytical Empyrean, в камере Anton Paar НТК 1200 для измерения высоких температур. Камеру вакуумировали, а затем заполняли аргоном высокой чистоты 6N. Образцы нагревали со скоростью 5°C/мин до 940°C, с шагом 20°C.



**Рис. 1.** Рентгеновская карта нагрева *in-situ* деформированных КВД сплавов Ti–3 масс.% Nb (а) и Ti–20 масс.% Nb (б)

В работе было показано, что образование  $\omega$ -фазы высокого давления зависит от фазового состава и размера зерен исходной микроструктуры. Увеличение содержания легирующего элемента в  $\alpha$ -фазе в двухфазном ( $\alpha+\beta$ ) сплавах Ti–Nb усложняют процесс  $\alpha \rightarrow \omega$  фазового перехода из-за искажения кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы. В то же время в этих двухфазных сплавах наблюдалось полное  $\beta \rightarrow \omega$  фазовое превращение.

*Работа частично была выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН*

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРУ ТИТАНА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

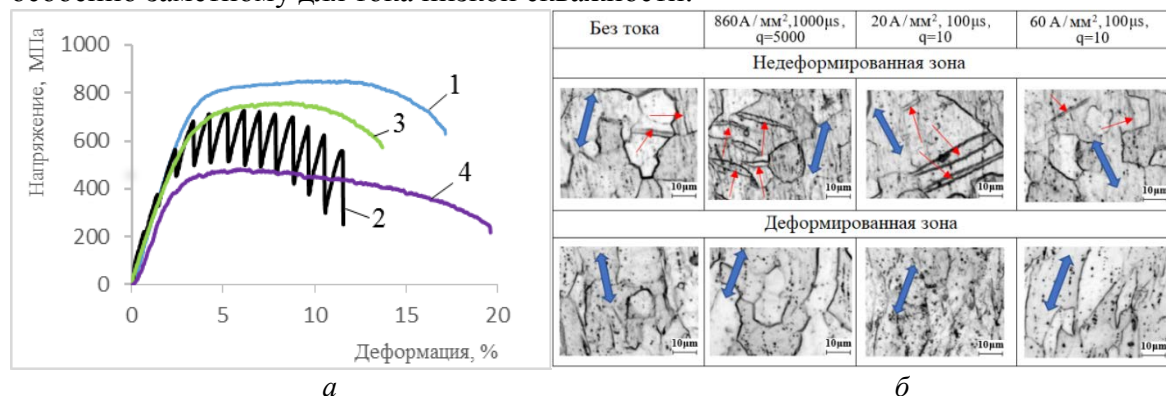
Корольков О.Е., Пахомов М. А., Столяров В. В.

Институт машиноведения РАН, Москва, Россия

[korolkov\\_oleg@vk.com](mailto:korolkov_oleg@vk.com)

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, при котором наблюдается снижение сопротивления металла деформации, а также улучшение его пластичности под влиянием электрического тока [1]. Отдельный вклад каждого из механизмов ЭПЭ рассматривается в работе [2]. Материалом исследования служил чистый титан Grade-4 в виде прутка диаметром  $\varnothing$  6 мм со структурой, состоящей из равноосных зерен размером 20 мкм. Импульсный ток различной скважности  $q$  и плотности вводился в образец от импульсного генератора. Микроструктура образцов в головке образца и вблизи области разрушения в продольном сечении исследовалась методом оптической микроскопии.

На рис.1, *a* показаны кривые деформации, демонстрирующие ЭПЭ в виде отдельных скачков напряжения вниз для тока высокой скважности (кривая 2), а также в снижении по сравнению с кривой без тока (кривая 1) напряжений течения (кривые 3, 4) для тока низкой скважности. При плотности тока  $60 \text{ A}/\text{мм}^2$  (кривая 4) отмечается увеличение пластичности. Микроструктура в недеформированной зоне не изменяется при введении тока высокой скважности (рис. 1, *б*), однако укрупняется при токе низкой скважности. В деформируемой зоне оба режима тока способствуют исчезновению двойников, удлинению зерен в направлении растяжения на 40-50% и выделению частиц примесей, особенно заметному для тока низкой скважности.



**Рис.1.** Кривые растяжения (*a*) и микроструктура (*б*) титана Grade 4: 1 – без тока; 2 –  $860 \text{ A}/\text{мм}^2$ ,  $1000 \mu\text{s}$ ,  $q=5000$ ; 3 –  $20 \text{ A}/\text{мм}^2$ ,  $100 \mu\text{s}$ ,  $q=10$ ; 4 –  $60 \text{ A}/\text{мм}^2$ ,  $100 \mu\text{s}$ ,  $q=10$ ; Двойными и одинарными стрелками показано направление растяжения и двойники деформации

Таким образом различные комбинации режимов импульсного тока могут оказывать различное влияние на деформационное поведение титана, что связано с подавлением или активизацией теплового эффекта тока. Высокие скважность и плотность тока способствуют подавлению Джоулева нагрева и появлению скачков напряжения. Напротив, низкие скважность и плотность тока приводят к снижению напряжений течения. Оба режима тока не вносят значительных изменений в микроструктуру, наблюдаемую при оптическом увеличении.

1. Электропластический эффект в металлах // Монография // Троицкий О. А. – М.: Ким Л. А., 2021. – 468 с.
2. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образовательный журнал. 1999. № 10. С. 93-99.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФРАГИЛЬНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

<sup>1</sup>Макаров А.С., <sup>2</sup>Qiao J.C., <sup>1,3</sup>Аронин А.С.,  
<sup>3</sup>Кобелев Н.П., <sup>1</sup>Хоник В.А.

<sup>1</sup>Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

<sup>2</sup>Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China

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

[a.s.makarov.vrn@gmail.com](mailto:a.s.makarov.vrn@gmail.com)

Общепринято, что сдвиговая вязкость  $\eta$  является важным кинетическим параметром переохлажденных жидкостей и стекол. Особый интерес представляет температурная зависимость  $\eta$  вблизи температуры стеклования  $T_g$ . Этот интерес исходно проистекает из технологического опыта производства стекол в начале 20 века в виде их деления на «короткие» и «длинные». Эти термины связаны с температурным интервалом существования расплава низкой вязкости и отражают скорость роста вязкости при охлаждении. В 80-х годах прошлого века это свойство было охарактеризовано путем введения величины фрагильности (англ. fragility), определяемой как

$$m = \left[ \frac{d \log \eta}{d \left( \frac{T_g}{T} \right)} \right]_{T=T_g}, \quad (1)$$

где  $T_g$  – температура, при которой вязкость переохлажденной жидкости достигает  $10^{12}$  Па·с. Материалы с высокой  $m$  (до 100-120) имеют относительно узкий интервал существования переохлажденной жидкости («короткие» жидкости), а для материалов с  $16 \leq m < 50$  этот интервал является большим («длинные жидкости»). Считается, что чем выше фрагильность, тем в большей степени меняется структура переохлажденной жидкости изменяется с температурой.

В случае металлических стекол (МС) фрагильность коррелирует с критической скоростью охлаждения, стеклообразующей способностью, модулем сдвига, избыточной энтропией, скоростной зависимостью  $T_g$ , низкотемпературным бозонным пиком теплоемкости, напряжением течения, твердостью и другими свойствами. Природа этих корреляций, однако, остается невыясненной. Нами был выполнен расчет фрагильности МС в рамках межузельной теории и показано, что величина  $m$  определяется производной нерелаксированного модуля сдвига по температуре в состоянии переохлажденной жидкости, которая определяет генерацию дефектов типа межузельных гантелей в этом состоянии [1].

Для верификации проведенного расчета были выполнены независимые измерения сдвиговой вязкости семи МС и рассчитана их фрагильность по формуле (1). Показано, что величины фрагильности, определенные на основе проведенного расчета с использованием экспериментальных данных по релаксации модуля сдвига хорошо согласуются со значениями  $m$ , рассчитанными с помощью соотношения (1) на основе измерений сдвиговой вязкости. Это свидетельствует о правильности выполненного расчета фрагильности и выводах о физической природе этой величины.

*Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.*

1. A.S. Makarov, J.C. Qiao, N.P. Kobelev, A.S. Aronin, V.A. Khonik, J. Phys.: Cond. Matter. **33**, 435701 (2021).

## ЗАВИСИМОСТЬ ИЗБЫТОЧНОЙ ЭНТРОПИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ОТ ИХ ИЗБЫТОЧНОЙ ВНУТРЕННЕЙ ЭНЕРГИИ

<sup>1</sup>Макаров А.С., <sup>1</sup>Кретьева М.А., <sup>1</sup>Афонин Г.В., <sup>2</sup>Qiao J.C., <sup>1,3</sup>Глезер А.М.,  
<sup>4</sup>Кобелев Н.П., <sup>1</sup>Хоник В.А.

<sup>1</sup>Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

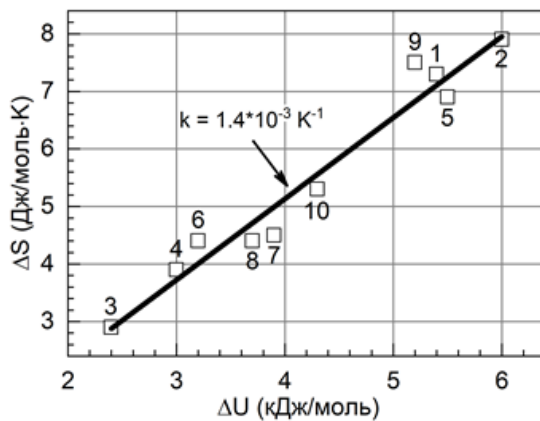
<sup>2</sup>Northwestern Polytechnical University, Xi'an, China

<sup>3</sup>Национальный исследовательский университет МИСиС, Москва, Россия

<sup>4</sup>Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

[a.s.makarov.vrn@gmail.com](mailto:a.s.makarov.vrn@gmail.com)

Термодинамические потенциалы (ТП) металлических стекол (МС) отличаются от таковых для материнских кристаллов, которые получаются в результате полной кристаллизации МС без последующих фазовых превращений. В работе [1] предложен оригинальный способ определения избыточных (т.е. связанных собственно с некристаллическим состоянием) ТП МС в сравнении с их материнскими кристаллами. Избыточная молярная внутренняя энергия  $\Delta U$  и избыточная молярная энтропия  $\Delta S$  МС может быть определена по данным дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) с помощью соотношений (1) и (2) соответственно:



**Рис.** Зависимость избыточной энтропии  $\Delta S$  (формула (2)) от избыточной внутренней энергии  $\Delta U$  (формула (1)). Линия дает среднеквадратичную линейную аппроксимацию

$$\Delta U(T) = \frac{1}{T} \int_T^{T_{cr}} \Delta W(T) dT \quad (1),$$

$$\Delta S(T) = \frac{1}{T} \int_T^{T_{cr}} \frac{\Delta W(T)}{T} dT \quad (2),$$

где  $\dot{T}$  – скорость нагрева,  $\Delta W$  – дифференциальный молярный тепловой поток,  $T$ ,  $T_{cr}$  – пределы интегрирования, которые выбираются так, чтобы избыточная внутренняя энергия обращалась в нуль при температуре полной кристаллизации  $T_{cr}$ .

На рис. приведена зависимость избыточной энтропии  $\Delta S$  (формула (2)) от избыточной внутренней энергии  $\Delta U$  (формула (1)). Линия показывает среднеквадратичную линейную аппроксимацию с угловым коэффициентом

$d\Delta S/d\Delta U = k = (1.4 \pm 0.1) \cdot 10^{-3} K^{-1}$  и коэффициентом Пирсона 0.974. Цифры обозначают составы исследуемых МС: 1 –  $Zr_{47.5}Cu_{47.5}Al_5$ ; 2 –  $Zr_{48}Cu_{48}Al_4$ ; 3 –  $Zr_{50}Cu_{40}Al_{10}$ ; 4 –  $Zr_{47}Cu_{45}Al_7Fe_1$ ; 5 –  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$ ; 6 –  $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ ; 7 –  $Zr_{55}Co_{25}Al_{20}$ ; 8 –  $Cu_{49}Hf_{42}Al_9$ ; 9 –  $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$ ; 10 –  $Ti_{16.7}Zr_{16.7}Hf_{16.7}Cu_{16.7}Ni_{16.7}V_{16.7}$ . Из рис. видно, что избыточная энтропия  $\Delta S$  исследованных МС линейно растет с их избыточной внутренней энергией  $\Delta U$ . Величины  $\Delta S$  и  $\Delta U$  существенным образом зависят от химического состава МС. Можно ожидать, что релаксация физических свойств МС при термообработке будет также зависеть от этих величин.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.

1. A.S. Makarov, G.V. Afonin, J.C. Qiao, A.M. Glezer, N.P. Kobelev, and V.A. Khonik, J. Phys. Cond. Matter. 33, 435701 (2021).

## ДИСКЛИНАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ БЫСТРОГО ОБРАЗОВАНИЯ И МЕДЛЕННОГО РАСТВОРЕНИЯ ПОР НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ПРИ ОТЖИГЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Гуткин М.Ю.<sup>1</sup>, Орлова Т.С.<sup>2</sup>, Скиба Н.В.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2</sup> *Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*

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

*Санкт-Петербург, Россия*

[m.y.gutkin@gmail.com](mailto:m.y.gutkin@gmail.com)

Благодаря присутствию в структуре ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов наноразмерных выделений второй фазы часто удается получить сочетание высокой прочности и хорошей пластичности материала [1,2]. Ускоренное выделение второй фазы в УМЗ сплавах, полученных интенсивной пластической деформацией, наблюдалось в [3–5]. Так, значительное количество нановыделений  $Al_3Zr$  отмечалось в УМЗ сплаве  $Al-Zr$ , структурированном кручением под высоким давлением с последующим отжигом при 230 °С [5]. Причины ускоренной кинетики образования таких выделений пока не ясны. Эксперименты по отжигу этого сплава *in situ* в камере сканирующего просвечивающего электронного микроскопа показали, что в первые 10 мин отжига по границам зерен (ГЗ) и по их тройным стыкам происходит множественное образование пор [6]. Затем при длительном отжиге в течение 3 ч наблюдалось постепенное растворение этих пор, причем некоторые из них растворялись полностью. Такое растворение пор, сопровождаемое эмиссией вакансий, может объяснить ускоренное выделение второй фазы в УМЗ сплаве.

Для объяснения этих наблюдений в настоящей работе предлагаются теоретические модели, описывающие рост пор на стыковых и зернограничных клиновидных дисклинациях. Предполагается, что на первой стадии отжига происходит уменьшение свободного объема в структуре неравновесных ГЗ за счет образования вакансий, которые мигрируют к дисклинациям и коагулируют на них с образованием пор. Появление таких пор приводит к понижению упругой энергии дисклинаций. Рассчитаны равновесный и критические радиусы поры, в интервале между которыми присутствие на дисклинации поры энергетически выгодно. Показано, что равновесный радиус поры и интервал между ее критическими радиусами увеличиваются с ростом мощности дисклинации. Показано также, что свободного объема в неравновесных ГЗ достаточно для быстрого образования на них пор на начальной стадии отжига.

Для последующей (длительной) стадии отжига предложена модель переползания зернограничных дислокаций (ЗГД) к порам на стыковых и зернограничных дисклинациях. Такое переползание сопровождается растворением пор и эмиссией ими вакансий, поглощение которых и обеспечивает переползание ЗГД. Рассчитано изменение энергии при соответствующем уменьшении размера дисклинационной структуры вокруг поры, и показано, что это уменьшение энергетически выгодно. Предложенный механизм хорошо согласуется с экспериментальными наблюдениями [4–6].

1. X. Sauvage, G. Wilde, S.V. Divinski, et al., *Mater. Sci. Eng. A* 540 (2012) 1.
2. A. Deschamps, G. Fribourg, Y. Bréchet, et al., *Acta Mater.* 60 (2012) 1905.
3. X. Sauvage, A. Duchaussoy, G. Zaher, *Mater. Trans.* 60 (2019) 1151.
4. Y. Nasedkina, X. Sauvage, E.V. Bobruk, et al., *J. Alloys Compd.* 710 (2017) 736.
5. T.A. Latynina, A.M. Mavlyutov, M.Y. Murashkin, et al., *Philos. Mag.* 99 (2019) 2424.
6. W. Lefebvre, N.V. Skiba, F. Chabanais, et al., *J. Alloys Compd.* 862 (2021) 158455.

## ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЕРДЕЧНО-СОСУДИСТЫХ ИМПЛАНТАТОВ С МОДИФИЦИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Лотков А. И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
[lotkov@ispms.ru](mailto:lotkov@ispms.ru)

Представлены результаты исследований модификации поверхностных слоёв сплавов на основе никелида титана методами электронно-ионно-плазменных технологий с целью повышения коррозионной стойкости и биосовместимости с жидкостями и тканями живых организмов. В качестве химических элементов для модификации поверхностных слоёв этих сплавов использованы титан, молибден, тантал, кремний и другие элементы. Выполненный комплекс фундаментальных исследований по изучению взаимодействия образцов с модифицированными поверхностями указанными элементами с мезенхимальными стволовыми и эндотелиальными клетками показал высокую способность живых клеток высаживаться на этих поверхностях и эффективно размножаться. Наиболее высокую толерантность живые клетки проявили к поверхности, которая была модифицирована ионами кремния. Полученные результаты легли в основу последующих исследований и разработки технологии создания сердечно-сосудистых имплантатов: окклюдера для перекрытия ушка левого предсердия у больных с некоторыми формами сердечной аритмии и стентов для периферических сосудов у больных атеросклеротическим сужением артериальных сосудов. Разработаны дизайн и технология изготовления методом лазерной вырезки заготовок окклюдеров и стентов из капиллярных трубок (диаметр от 2,2-1,8мм) из двойных сплавов на основе никелида титана с содержанием атомов никеля от 51,6 до 51,9 ат.%, включая технологии и термомеханические обработки для задания необходимой формы изделиям на оправках. Выполнен комплекс предклинических испытаний на животных, клинических испытаний и получены разрешения Росздравнадзора для применения изделий в клинической практике. На площадях завода ООО «Ангиолайн» организовано производство отечественных окклюдеров со средством доставки к месту установки имплантата (катетером) и поставки их в кардиологические центры России. Разработки защищены патентами РФ, были представлены на ряде выставок и отмечены высокими наградами. Совместно с ООО «Ангиолайн» выполнен комплекс фундаментальных исследований закономерностей и особенностей формирования выделений фазы  $Ti_3Ni_4$  в нанокристаллических двойных сплавах на основе никелида титана, обогащённых атомами Ni относительно эквиатомного состава. Установлено, что частицы второй фазы формируются преимущественно на малоугловых границах субзёрен и не наблюдаются в объёме этих нанозёрен в отличие от образцов с крупнозернистой структурой. Сформулированы рекомендации по совершенствованию режимов термомеханической обработки имплантатов в процессе их изготовления.

*Работа выполнена по проекту государственного задания ИФПМ СО РАН (FWRW-2021-0004) и нескольких проектов ФЦП «Исследования и разработки в интересах развития научно-технологического комплекса России».*

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОГО МАЛОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА МОЛИБДЕНА ЛМ-2

Прохоров Д.В., Карпов М.И., Гнесин Б.А., Гнесин И.Б., Внуков В.И.,  
Желтякова И.С., Строганова Т.С.

*Институту физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, РФ*  
[prohorov@issp.ac.ru](mailto:prohorov@issp.ac.ru)

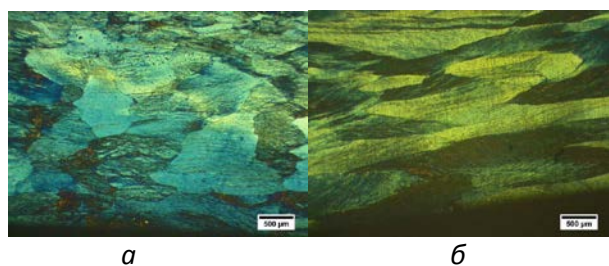
Молибден и его сплавы находят широкое применение как конструкционный материал в аэрокосмической, электронной промышленности, ядерной энергетике. В связи с достаточно обширной областью применения молибдена требуется разработка новых сплавов на его основе с различными свойствами специфичными для требуемой области применения.

Настоящая работа посвящена исследованию нового малолегированного сплава молибдена ЛМ-2 [1], полученного двойной последовательной электронно-лучевой и дуговой плавкой и дальнейшей экструзией.

На рис.1. представлена характерная структура сплава после экструзии в пруток в поперечном и продольном сечении. На снимках заметны контуры, унаследованные от литой заготовки зерен, средние размеры которых до нескольких мм в длину и в толщину и заметная вытянутость структуры вдоль направления деформации.

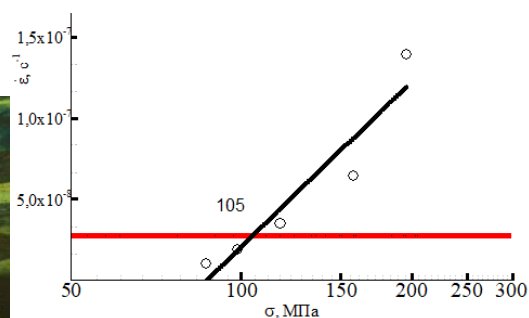
Результаты механических испытаний прокатанных листов до 3 мм на трехточечный изгиб показали  $\sigma = 668$  МПа  $\delta = 24\%$  при комнатной и  $\sigma = 372-342$  МПа  $\delta = 18-21\%$  при  $T = 1250-1450^\circ\text{C}$ . Оценка скорости деформации ползучести (Рис.2.) данных экструдированных прутков из сплава ЛМ-2 при  $1250^\circ\text{C}$  показала 100 часовую прочность на уровне 105 МПа.

Указанные выше данные механических свойств, нового малолегированного сплава молибдена ЛМ-2, показывают высокий потенциал применения данного сплава в качестве конструкционного жаропрочного материала в высоконагруженных узлах различных конструкций.



*a* *б*

**Рис. 1.** Характерные микроструктуры сплава ЛМ-2 в поперечном (*a*) и продольном (*б*) сечении после горячего прессования



**Рис. 2.** Оценка зависимости скорости деформации ползучести от напряжения сплава ЛМ-2 при  $T=1250^\circ\text{C}$

*Авторы благодарны ИФТТ РАН за возможность проведения данной работы.*

1. Жаропрочный сплав на основе молибдена Прохоров Д.В., Карпов М.И., Внуков В.И., Гнесин Б.А., Гнесин И.Б., Желтякова И.С., Строганова Т.С., Логачёва А.И., Логачев И.А., Гусаков М.С., Григорович К.В. // Патент РФ RU 2774718C1, 2022.

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА СИЛИЦИДОВ МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ КОМБИНИРОВАННОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКИ

Гнесин И.Б., Гнесин Б.А., Прохоров Д.В., Карпов М.И., Внуков В.И.,  
Гнесина Н.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С.

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

Сплавы на основе системы Mo-Si представляют интерес в качестве высокотемпературных жаростойких материалов и покрытий [1]. К традиционным способам получения силицидов тугоплавких металлов относятся методы порошковой металлургии, а также вакуумный переплав на охлаждаемом поде. Недостатком порошковой технологии является пористость получаемых изделий, при использовании переплава в условиях высоких градиентов температуры трудно добиться однородного распределения компонентов в объеме сплава. Поэтому существует проблема получения силицидов в виде плотных и однородных слитков, актуальная как для проведения фундаментальных исследований (изучение фазовых превращений и вопросов диффузионного взаимодействия, определение физических свойств и т.п.), так и для прикладных задач, в т.ч. для использования силицидов в качестве распыляемых мишеней для нанесения покрытий.

В рамках проведенных исследований было проведено сравнение микроструктуры сплавов системы Mo-Si, полученных как электронно-лучевым вакуумным переплавом на охлаждаемом поде (ЭЛП), так и методом комбинированной зонной плавки (КЗП, переплав с помощью электронно-лучевой бестигельной зонной плавки предварительно спеченной заготовки). Методом ЭЛП и КЗП были получены образцы двухфазного сплава системы Mo-Si с содержанием кремния около 56 ат. %, микроструктура которых была исследована с помощью сканирующей электронной микроскопии. В обоих случаях слитки содержали малое количество дефектов плотности. Однако, с точки зрения однородности химического и фазового состава слитков, полученный методом КЗП, значительно превосходил таковой, полученный с помощью ЭЛП. Практически весь объем слитка КЗП характеризовался структурной однородностью, в то время, как для ЭЛП слитка были характерны значительные изменения объемных долей фаз в пределах образца для различных участков слитка. В дальнейшем предполагается отработать технологические режимы КЗП, позволяющие получать силициды различной стехиометрии с высокой однородностью состава и структуры. Подобный подход открывает новые возможности как для решения исследовательских задач (получение однородных по составу и структуре образцов силицидов для различных исследований), так может иметь и практическое применение (изготовление силицидных мишеней для распыления и т. п.).

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00137.*

1. J.J. Petrovic, A.K. Vasudevan, Key developments in high temperature structural silicides, Materials Science and Engineering: A, Volume 261, Issues 1–2, 1999, Pages 1-5.



## ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ ПЛОТНОСТИ НА ДИФФУЗИОННУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ ЗАЩИТНОГО СИЛИЦИДНОГО ПОКРЫТИЯ

Гнесина Н.И., Гнесин И.Б., Прохоров Д.В., Гнесин Б.А., Карпов М.И.,  
Внуков В.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С.

*ИФТТ РАН, Черногловка, Россия*  
[gnesina\\_ni@issp.ac.ru](mailto:gnesina_ni@issp.ac.ru)

Активно развивающимся направлением применения защитных высокотемпературных покрытий является создание устойчивого к авариям ядерного топлива [1]. Согласно этой концепции, существует задача создания покрытий, защищающих циркониевые оболочки тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) от взаимодействия с водяным паром, возникающего при развитии аварийных ситуаций на ядерных установках. Одним из перспективных типов таких покрытий являются покрытия из силицидов молибдена, обладающие повышенной сопротивляемостью коррозии [2]. Помимо коррозионной стойкости, важной проблемой в рамках данной тематики является диффузионное взаимодействие материала покрытия со сплавами циркония, которое может приводить как к значительному снижению защитных свойств покрытия, так и понижая прочность оболочек ТВЭЛ за счет изменения их состава.

В рамках проведенных исследований изучались особенности кинетики взаимодействия сплавов системы Mo–Si с реакторным сплавом на основе циркония (Э110). Образцы представляли собой диффузионные пары из силицидов и Э110, полученные путем диффузионной сварки при 1000 °С под давлением около 2 МПа. Образцы подвергались отжигам в вакууме при различных температурах 1100–1300 °С в течение 3-9 часов. Микроструктура поперечного сечения образцов после отжига изучалась с помощью сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Помимо получения данных о кинетике роста слоя диффузионного взаимодействия был обнаружен факт значительного повышения толщины данного слоя вблизи дефектов плотности в случае их присутствия на фронте диффузионного контакта. Наличие дефектов плотности даже на небольшом расстоянии (~5-10 мкм) от зоны контакта уже не оказывает заметного влияния на скорость взаимодействия. Этот эффект может быть связан с механизмом дополнительной активизации диффузии кремния за счет диффузии по поверхности дефектов. Для установления подробных закономерностей развития данного явления требуются дополнительные исследования. Однако, полученные данные, помимо прочего, уже говорят о том, что для снижения степени взаимодействия покрытия и основы в данном случае желательно максимально снизить количество дефектов плотности на фронте диффузионного взаимодействия.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Госкорпорации «Росатом» в рамках научного проекта № 20-21-00137.*

1. Accident Tolerant Fuel Concepts for Light Water Reactors. Vienna. IAEA-TECDOC-1797, 2016. 384 p.
2. Wood E.S., Parker S.S., and Nelson A.T.// Molybdenum Disilicide Oxidation Kinetics in High Temperature Steam. United States: N. p., 2016.

## ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ДОСТИЖЕНИЯ СТАЦИОНАРНОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ НАЛОЖЕНИИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ КРИСТАЛЛАХ

<sup>1</sup>Заворотнев Ю.Д., <sup>1</sup>Метлов Л.С., <sup>2</sup>Томашевская Е.Ю.

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

<sup>2</sup>ГОУ ВПО Донецкий национальный университет экономики и торговли  
им. Михаила Туган-Барановского, Донецк, ДНР.

В работах Б.Б. Страумала и соавторов приведены экспериментальные фазовые диаграммы двухкомпонентных сплавов на основе меди с растворенными в ней атомами серебра, олова, кобальта и т.д. в зависимости от температуры отжига и дополнительно после обработки мегапластическим кручением (МПКР) под давлением. Эксперименты проводились в условиях, при которых образец не разрушался при осуществлении большого числа оборотов. Главным результатом этих работ является тот факт, что при

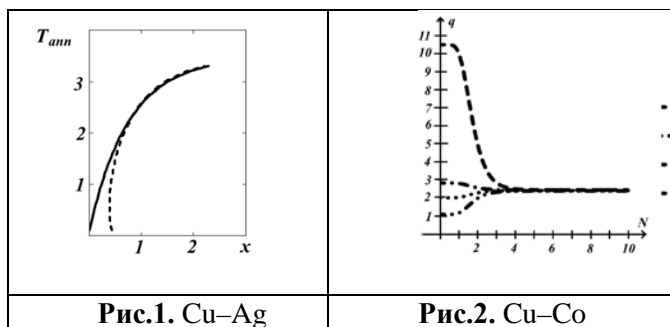


Рис.1. Cu–Ag

Рис.2. Cu–Co

любой температуре отжига при последующей обработке кручением под давлением сплав всегда выходит на одно и то же состояние с определенным содержанием растворенного компонента. И только при некоторой температуре отжига содержание растворенного компонента не меняется, и эту температуру авторы назвали эффективной температурой МПКР.

В настоящем докладе проведено теоретическое обоснование вышеприведенных фактов с помощью теории Ландау. При этом для решения эволюционных задач использовалось уравнение Ландау-Халатникова. Были рассмотрены

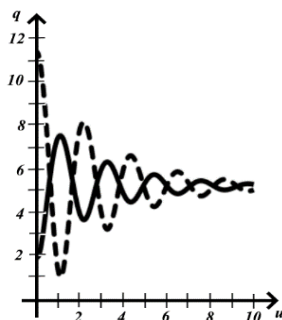


Рис.3. Сплошная линия -  $T_{ann} < T_{kr\ ann}$  Пунктирная линия -  $T_{ann} > T_{kr\ ann}$ . По осям приняты произвольные единицы измерения.

поведение структурного параметра порядка, границы максимальной концентрации растворенных веществ (Ag, Sn, Co) на фазовой диаграмме, кинка в зависимости от числа оборотов. При этом функция величины момента от числа оборотов аппроксимировалась гиперболическим тангенсом. Показан характер их изменения при наложении МПКР. Оказалось, что линия предельного растворения на фазовой диаграмме деформировалась вправо и в предельном случае стационарного состояния вырождалась в прямую линию (рис.1). Решеточный параметр порядка, величина которого зависит от температуры отжига, после наложения возмущения всегда принимает значение, соответствующее стационарному состоянию (рис.2). Фронт распространяющейся волны, кинк, также зависит от температуры отжига. Если она выше эффективной температуры, то график кинка демонстрирует асимптотическое уменьшение величины фронта, в обратном случае – увеличение (рис.3). При этом появляются осцилляции, амплитуда и количество которых зависит от скорости распространения кинка. Этими результатами подтверждено наличие стационарного состояния. При вычислениях удалось установить температурные зависимости феноменологических коэффициентов, а также их зависимости от величины приложенного крутящего момента.

**THE EFFECT OF THE GRADED BILAYER DESIGN  
ON THE STRAIN DEPTH PROFILES AND MICROSTRUCTURE OF  
CU/W NANO-MULTILAYERS**

**Druzhinin A. V.<sup>1</sup>, Cancellieri C.<sup>2</sup>, Jeurgens L. P.H.<sup>2</sup>,  
Straumal B. B.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup>*Institute of Solid State Physics Russian Academy of Sciences,  
Chernogolovka, Russia*

<sup>2</sup>*EMPA Swiss Federal Laboratories for Material Science,  
Duebendorf, Switzerland*  
[druzhinin@issp.ac.ru](mailto:druzhinin@issp.ac.ru)

The properties and thermal stability of thin films and nano-multilayers are generally governed by the in-depth stress (strain) gradients rather than the average stress state. In the present study, the effect of a variation of the strain gradient in Cu/W NMLs on the thermal stability in the range of 400–800°C was investigated. The strain distribution in the NML stacks was varied by combining Cu/W bilayers with different Cu and W nanolayer thicknesses of either 3 nm or 10 nm. The depth dependent strain profiles were experimentally derived by in-plane grazing X-ray diffraction with the relevant modelling approach. The mean residual stresses in Cu and W nanolayers in the as-deposited state and after annealing were found to be independent of the disposition of the different Cu/W bilayer substacks. On the contrary, the strain depth profile of the W nanolayers was found to strongly depend on the disposition of Cu/W bilayer substacks in the Cu/W NML, which resulted in different Cu outflow characteristics upon annealing. Thereby, combining different Cu/W bilayer units within the NML stack can be used to tailor the Cu outflow intensity. Moreover, the arrangement of bilayer units with various nanolayers thicknesses also provides a pathway for producing Cu/W nanocomposites with graded bulk microstructure by high-temperature thermal degradation.

*This study was supported by RFBR, grant number 19-58-06002.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА СВОЙСТВА МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

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

*Тамбовский государственный университет им. Г.П. Державина, г. Тамбов, Россия,  
[fedorov-tsu.tmb@inbox.ru](mailto:fedorov-tsu.tmb@inbox.ru)*

В работе проведены потенциометрические исследования коррозионной стойкости аморфных сплавов на основе циркония следующих составов:  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$ ,  $Zr_{55}Co_{25}Al_{20}$ ,  $Zr_{65}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}$ ,  $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$  в водных и этиленгликоль – водных (с 50 масс. % воды) растворах SBF-жидкости, а также в водных растворах с составом электролита  $x$  М HCl ( $x = 0,1; 0,2; 0,4$ ).

Проведенные эксперименты на сплаве  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$  показали, что катодная и анодная ветви поляризационной кривой в водной среде с составом электролита (SBF-жидкость) имеют стандартный вид.

Поляризационные кривые для сплавов  $Zr_{55}Co_{25}Al_{20}$ ,  $Zr_{65}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}$ ,  $Zr_{46}Cu_{45}Al_7Ti_2$  в водной среде с составом электролитов  $x$  М HCl ( $x = 0,1; 0,2; 0,4$ ) зависят от элементного состава сплавов. Для образца, в котором нет меди было получено, что потенциал коррозии при различных концентрациях электролита меняется незначительно. Для образца с небольшим содержанием меди 15% было установлено, что потенциал коррозии с ростом концентрации электролита смещается в катодную область, что в нулевом приближении объясняется адсорбцией на границе раздела фаз металл/раствор поверхностно активных хлорид-ионов, которые встраиваясь в плотную часть двойного электрического слоя приводят к уменьшению адсорбционного потенциала. Анодный процесс существенным образом зависит от концентрации окислителя-деполяризатора, порядок анодной реакции по HCl составляет 5. Поляризационные кривые образца с большим содержанием меди 45% несколько отличаются. Прежде всего, в катодной области наблюдается переход к предельному току при потенциалах на 0,25 В отрицательнее потенциала коррозии. Зависимость анодного процесса от кислотности среды с одной стороны повышается, однако, порядок анодной реакции по HCl составляет 3. Как и в предыдущем образце, с ростом концентрации электролита потенциал коррозии смещается в отрицательную область, что объясняется теми же причинами. В образце с содержанием меди 45%, повышенное содержание циркония и меди должно смещать потенциал электрода в положительную область, однако, наблюдается обратный эффект, обусловленный адсорбцией поверхностно-активных ионов хлора на поверхности электрода, что вызывает смещение потенциала электрода в отрицательную область при повышении концентрации HCl. Аналогичная зависимость наблюдается и для  $Zr_{65}Al_{10}Ni_{10}Cu_{15}$  в тех же растворах, при этом здесь также значительную часть материала составляют электроположительные металлы, при этом с ростом концентрации HCl наблюдается смещение потенциала коррозии в катодную область.

Таким образом, в случае аморфного циркония, являющегося основой исследуемых сплавов, увеличивается его коррозионная стойкость в изученных растворах. Это связано с аморфным строением материала электрода, из-за которого осложняется переход металла в ионное состояние.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-42-680001 p\_a).*

## РЕЛАКСАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ В ИСХОДНОМ И ПРОКАТАННОМ СОСТОЯНИИ

<sup>1\*</sup>Федоров В. А., <sup>1</sup>Березнер А. Д., <sup>2</sup>Задорожный М. Ю.

<sup>1</sup>ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

<sup>2</sup>НИТУ «МИСис», Москва, Россия

\*[fedorov-tsu.tmb@inbox.ru](mailto:fedorov-tsu.tmb@inbox.ru)

Известно, что при воздействии на систему различных диссипативных факторов возможен ее переход в новое устойчивое состояние посредством деформации. Наряду с другими материалами, представляет интерес исследование отклика металлических стекол на воздействие осциллирующей механической нагрузки и температуры. Модельный анализ данного процесса также представляется перспективным ввиду необходимости обобщения экспериментальных данных.

Металлические стекла  $Al_{85}Y_8Ni_5Co_2$  (размер:  $18,5 \times 4,5 \times 0,04$  мм) исследовались в рамках динамического механического анализа (ДМА), при статичной нагрузке 12 МПа, одновременно с добавочным циклом нагружения (амплитуда 2,2 МПа, частота 3 Гц) и возрастающей температурой (скорость нагрева 5 К/мин). Экспериментально отслеживались удлинение образца  $l$ , модули накопления  $E'$  и потерь  $E''$ , сила реакции  $F$ , а также сдвиг фаз  $\delta$ . Остальные величины рассчитывались в рамках модели [1], а их значения сопоставлялись с литературными данными. Структурные особенности сплава оценивались методами рентгенографии и калориметрии (ДСК).

Установлено, что расчетные поверхности  $E'$  и  $E''$  качественно согласуются с экспериментом (в том числе, в области  $\alpha$ -пика), а максимум  $\beta$ -релаксации может быть учтен добавлением нормально распределенной компоненты, с поправкой вида Кольрауша-Вильямса-Уоттса. Сила реакции и внутреннее трение образца –  $Q^{-1}$  также рассчитываются в рамках модели, что позволяет проанализировать влияние холодного проката (скорость хода лент через вальцы: 0,6 м/с) на упругопластические свойства сплава. В работе была определена связь между теплоемкостью (пиком ДСК) и положением  $\alpha$ -максимума, что позволило рассчитать температуры стеклования и кристаллизации металлического стекла. Также был определен тип течения исследуемого материала на всех этапах эксперимента. Показано, что вначале эксперимента деформация сплава подчиняется закону Бингама, а с равномерным возрастанием температуры его вязкость уменьшается в псевдопластическом режиме. Такая интерпретация позволяет предложить механизм деформации аморфного сплава на основании аналогии его поведения с другими материалами-псевдопластичками. При прокатке накладывается напряжение, приводящее к переориентации атомов или молекул в свободные области объема, в которых положение будет более устойчивым относительно предыдущего состояния. Иными словами, в прокатанном аморфном сплаве уменьшается упругость и увеличивается пространственная атомная подвижность. В процессе деформации, при ДМА, атомы перемещаются группами, масштаб которых изменяется стохастически. При этом такие формирования (полосы сдвига или их зоны) оказывают воздействие на свое окружение подобно осцилляторам, с присущими им волновыми процессами, выражающимися в виде биений и резонанса. Это приводит к проявлению пиков релаксации на силовых кривых.

*Работа поддержана Российским Научным Фондом (грант № 22-22-00226)*

1. A.D. Berezner et al. Theor. Appl. Fract. Mech., 118, 103262 (2022)

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА

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

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,*

*\*[fedorov-tsu.tmb@inbox.ru](mailto:fedorov-tsu.tmb@inbox.ru)*

Изделия из аморфных и нанокристаллических металлических сплавов при эксплуатации могут подвергаться действию электромагнитных полей, агрессивных сред [1,2]. Изучение закономерностей изменения их свойств в таких условиях, является актуальной задачей физики неупорядоченных сред.

В качестве материалов для исследования были выбраны ленточные образцы аморфных сплавов сплавов АМАГ-170 ( $\text{Co}_{70.42}\text{Fe}_{4.72}\text{Ni}_{10.46}\text{Si}_9\text{Mn}_{2.1}\text{B}_2\text{Cr}_{1.3}$ ), АМАГ-180 ( $\text{Co}_{78.65}\text{Fe}_{4.03}\text{Ni}_{4.73}\text{Si}_{7.22}\text{Mn}_{1.88}\text{B}_2\text{Cr}_{1.49}$ ), АМАГ-186 ( $\text{Co}_{85.41}\text{Fe}_{2.27}\text{Si}_{5.15}\text{Mn}_{4.07}\text{B}_2\text{Cr}_{1.1}$ ), АМАГ-225 ( $\text{Fe}_{73.5}\text{Ni}_{25}\text{Cr}_{1.5}$ ) и нанокристаллического сплава АМАГ-200 ( $\text{Fe}_{80.22}\text{Si}_{8.25}\text{Nb}_{10.09}\text{Cu}_{1.34}$ ). Размер образцов –  $40 \times 3,5 \times 0,02$  мм.

Исследовано влияние импульсного электрического тока плотностью от  $1 \cdot 10^8$  до  $1 \cdot 10^9$  А/м<sup>2</sup> на изменение механических характеристик аморфных сплавов на основе кобальта и железа, и нанокристаллического сплава на основе железа.

Образцы подвергались одноосному растяжению на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 со скоростью движения захватов 0,1 мм/мин. Одновременно с нагружением через образцы, путем разрядки конденсаторов, подавали импульсы электрического тока пилообразной формы. Для контроля длительности и частоты подаваемого сигнала использовали генератор импульсов и электронный счетчик импульсов. Длительность импульсов составляла  $\tau \sim 250$  мс и частота  $\nu = 0,5$  Гц.

При деформации образцов из аморфных металлических сплавов с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах  $\sigma - \epsilon$  наблюдается кратковременный сброс механического напряжения ( $\Delta\sigma$ ) с последующим восстановлением хода зависимости  $\sigma - \epsilon$ . Установлено, что при увеличении плотности тока электрического импульса, для всех исследуемых сплавов наблюдается снижение предела прочности. Количество импульсов тока пропущенных через образец до разрушения, с увеличением плотности тока напряжения также уменьшается. При этом значение модуля Юнга практически не меняется.

Экспериментально установлено, что при разрушении аморфных сплавов наблюдается образование складчатых структур и ветвление трещин. При плотности тока  $10^9$  А/м<sup>2</sup>, на поверхности образцов, вблизи зоны разрушения наблюдаются локальные зоны оплавления.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-22-00226.*

1. Федотов Д.Ю., Сидоров С.А., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. Влияние процессов релаксации на величину сбросов механического напряжения в ленточных аморфных и нанокристаллических сплавах при электроимпульсном воздействии // Черная металлургия, 2017. № 7. С. 538-543.
2. Fedorov V.A, Pluzhnikova T.N., Berezner A.D. Multicycle electroimpulse fatigue of amorphous metallic alloys // Journal of Physics: Conf. Series 1115 (2018). 052016, 1-5.

**О ПРИРОДЕ ГОРЯЧЕГО УПРОЧНЕНИЯ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ С РАПЭ****Кругляков А.А.<sup>1</sup>, Рогачев С.О.<sup>2,3</sup>, Лебедева Н.В.<sup>4,5</sup>**<sup>1</sup>*Научно-коммерческая фирма WBH, г. Берлин, Германия*<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия*<sup>3</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*<sup>4</sup>*НИИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия*<sup>5</sup>*Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический Университет, Санкт-Петербург, Россия*  
[rogachev.so@misis.ru](mailto:rogachev.so@misis.ru)

В 1980-х г. Озерским А.Д. и Кругляковым А.А. впервые в мировой практике разработан новый класс безвольфрамовых штамповых сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации (стали с РАПЭ) для горячей обработки давлением при рабочих температурах до 750–800 °С. Высокая стойкость прессового инструмента и его длительный ресурс обеспечивались за счет способности этих сталей сохранять горячее деформационное упрочнение (горячий наклеп).

Основным революционным выводом в теории штамповых сталей при создании сталей с РАПЭ явилось то, что эти стали должны не сопротивляться, а использовать усилия деформации и высокие температуры для повышения прочности инструмента непосредственно при его эксплуатации (эффект Озерского-Круглякова). Особенностью сталей с РАПЭ является низкая температура  $\alpha \rightarrow \gamma$  превращения ( $A_{C1}$ ) – около 600 °С и высокая устойчивость переохлажденного аустенита.

В данной работе рассмотрена среднеуглеродистая сталь с РАПЭ на основе Fe–C–Si–Cr–Ni–Mn–Mo–V–Ti–Nb.

Показано, что для стали с РАПЭ в интервале температур 450–750 °С возможны три варианта поведения горячего упрочнения: усиление, стабилизация и усиление с дальнейшей стабилизацией. Это обеспечивается действием (в т.ч. совместным) ряда механизмов: деформационное упрочнение; дисперсионное и нанофазное упрочнение; упрочнение от полиморфных превращений и упрочнение от деформации в двухфазной ( $\gamma + \alpha$ )-области.

По результатам систематического исследования механического поведения и изменения структуры при горячей деформации штамповой стали с РАПЭ в интервале температур 450–750 °С показано, что важнейшим фактором, влияющим на наличие горячего наклепа в исследуемой стали является температура аустенизации и высокая устойчивость переохлажденного аустенита за счет снижения температур  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращения [1]. Влияние температуры аустенизации на горячий наклеп заключается в степени растворения частиц карбидов/интерметаллидов, что способствует стабилизации переохлажденного аустенита, накоплению высокой плотности дислокаций при высокотемпературной деформации и обеспечении условий для выделения упрочняющих наноразмерных фаз (на основе Nb, V, Ti и Mo) в процессе высокотемпературной деформации.

1. A.A. Krugljakow, S.O. Rogachev, N.V. Lebedeva, et al. On the nature of hot work hardening phenomenon in die steel with regulated austenitic transformation during exploitation // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – V. 833. – P. 142548

## ВЛИЯНИЕ ВАРИАНТА СБОРКИ МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ ИХ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ

Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Сундеев Р.В.<sup>1,3</sup>, Андреев В.А.<sup>2,4</sup>, Хаткевич В.М.<sup>1,5</sup>, Николаев Е.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСисС», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия

<sup>3</sup>РТУ МИРЭА, г. Москва, Россия

<sup>4</sup>ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», г. Москва, Россия

<sup>5</sup>ООО «ТМК НТЦ», г. Москва, Россия

[rogachev.so@misis.ru](mailto:rogachev.so@misis.ru)

Цель работы – изучение эволюции микроструктуры медно-алюминиевых композитов разных вариантов сборки при обжатию ротационной ковкой.

Композиционную заготовку собирали в двух вариантах: по 1-му варианту заготовка представляла собой стержень из алюминиевого сплава Д16 (Al–Cu–Mg) диаметром 12 мм, помещенный в оболочку из чистой меди (99.97 %) с внешним диаметром 20 мм; по 2-му варианту порядок расположения компонентов изменяли на противоположный, т.е. оболочка – из алюминиевого сплава, а стержень – из меди.

Начальная длина заготовок составила 200 мм. Перед сборкой компоненты заготовок подвергали смягчающему отжигу. Ковку заготовок осуществляли последовательно на модернизированных двухбойковых ротационно-ковочных машинах РКМ1 (В2129.01) (с диаметра 20.0 до 5.5 мм), РКМ3 (В2127.01) (с диаметра 5.5 до 4.0 мм) и на РКМ4 (В2123.01) (с диаметра 4.0 до 2.5 мм) при комнатной температуре. Между проходами осуществляли периодический низкотемпературный отжиг заготовок при 180 °С для снятия наклёпа. Первый отжиг проводили после достижения диаметра заготовок 5 мм; второй – 3.5 мм. Продолжительность каждого отжига 1 час.

Микроструктуру компонентов композиционных образцов (оболочки и стержня) в продольном направлении изучали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEM-2100 с энергодисперсионным микроанализатором (EDS). Подготовку проб для исследования микроструктуры проводили на сканирующем ионном микроскопе Strata 201 SIMSmapIII×P с помощью галлиевой жидкометаллической ионной пушки.

Показано, что ковка композита медь/алюминиевый сплав с диаметра 20 мм на диаметр 5 мм привела к формированию в медной оболочке ячеисто-субзеренной структуры с высокой плотностью дислокаций. В алюминиевом стержне сформировалась ультрамелкозернистая вытянутая зеренно-субзеренная структура с частицами интерметаллидных фаз нано- и субмикронного размера. При уменьшении диаметра композита до 3.5–2.5 мм структура алюминиевого стержня не претерпела дальнейших изменений, а в медной оболочке увеличилась доля вытянутых субзерен и сформировались отдельные мелкие равноосные кристаллиты.

Иная эволюция структуры наблюдалась для композита алюминий сплав/медь. Так, при переходе с диаметра композита от 5.3 мм на 2.4 мм в алюминиевой оболочке изменился тип структуры – от нанокристаллической до зеренно-субзеренной. Кроме этого сформировавшаяся в медном стержне композита диаметром 2.4 мм микроструктура была в основном ячеисто-субзеренной.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта (грант № 21-32-70015).*



## УЛУЧШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ Al-Ca СПЛАВОВ ЗА СЧЕТ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Наумова Е.А.<sup>1,3</sup>, Черненко Т.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия

<sup>3</sup>МГТУ «СТАНКИН», г. Москва, Россия

[rogachev.so@misis.ru](mailto:rogachev.so@misis.ru)

В качестве материала для исследования использовали эвтектические алюминиевые сплавы Al-4Ca-0.8Mn-0.1Sc-0.1Zr в исходно литом состоянии дополнительно легированные железом в количестве 0.5% и 1.3%.

Деформацию методом кручения под высоким давлением (КВД) осуществляли на установке типа наковальни Бриджмена на образцах сплавов диаметром 20 мм и исходной толщиной 1.5 мм при комнатной температуре, давлении  $P = 6$  ГПа и числе оборотов  $N = 3$ . КВД проводили в стесненных условиях, т.е. образец помещали в профилированное отверстие глубиной 1 мм, расположенное в нижней вращающейся наковальне.

Микротвердость по Виккерсу образцов сплавов в литом состоянии и после КВД измеряли с помощью микротвердомера Micromet 5101 при нагрузке 50 г. Для литого образца делали по 9 отпечатков индентора случайным образом. Микротвердость образцов после КВД измеряли на нижней полированной поверхности образцов на двух взаимно-перпендикулярных диаметрах с шагом 1 мм (по три измерения на точку). Испытания на растяжение производили на 2-х плоских миниатюрных образцах длиной 12 мм, вырезанных из литых сплавов, а также сплавов после КВД так, что их рабочая часть находилась в области середины радиуса дискообразного КВД-образца.

В результате КВД-деформации образцы обоих сплавов существенно упрочнились – значения микротвердости у образца с содержанием железа 0.5% повысились от 61.3-79.7 HV до 80-250 HV (до 3.5 раз), а у образца с содержанием железа 1.3% – от 61.9-68.9 HV до 125-270 HV (до 4 раз). Минимальное значение микротвердости после КВД соответствует центру дискообразного КВД-образца, максимальное – его периферии.

Анализ кривых растяжения показал, что КВД оказывает положительное влияние на механические свойства литых образцов, а именно увеличивает как прочностные характеристики (предел прочности и предел текучести), так и пластические (относительное удлинение). Условный предел текучести образцов сплава с содержанием железа 0.5% после КВД увеличился в 5 раз, предел прочности – в 4 раза. Еще большее увеличение прочности наблюдается у образца с содержанием железа 1.3% – предела текучести в 8.5 раз и предела прочности в 4 раза. Относительное удлинение образцов обоих сплавов после КВД увеличилось в 1.5 раза.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 20-19-00746).*

## ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ОБЖАТИЯ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zr–Nb СПЛАВА

Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Андреев В.А.<sup>2,3</sup>, Кузнецова А.С.<sup>1</sup>, Горшенков М.В.<sup>1</sup>,  
Тен Д.В.<sup>1</sup>, Щербаков А.Б.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия

<sup>3</sup>ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», г. Москва, Россия

<sup>4</sup>ООО «ЗД-КОМПОНЕНТ», г. Волгодонск, Россия

[rogachev.so@misis.ru](mailto:rogachev.so@misis.ru)

Для улучшения комплекса механических свойств биоинертного циркониевого сплава Zr–2.5% Nb (Э125) использован один из методов большой пластической деформации – ротационная ковка.

Прутки сплава в состоянии поставки перед ротационной ковкой подвергали рекристаллизационному отжигу. Ротационную ковку прутков с начального диаметра 12 мм до конечного диаметра 6.5 мм осуществляли при температуре 200 °С на модернизированной двухбойковой ротационно-ковочной машине В2129.01.

Электронно-микроскопические исследования структуры проводили на тонких фольгах с помощью электронного микроскопа JEM-1400 (JEOL). Испытание на растяжение миниатюрных разрывных образцов с длиной и шириной рабочей части 5 мм и 1.4 мм, соответственно, и толщиной 0.5 мм, вырезанных электроэрозионным методом из прутков до и послековки, проводили при комнатной температуре с помощью машины INSTRON 5966 и специальных переходников.

Показано, что отжиг привел к полной рекристаллизации сплава с формированием равноосных зерен размером 1–4 мкм с малой плотностью дислокаций. В структуре сохраняются строчки частиц  $\beta$ -Nb, присутствовавшие в структуре сплава в состоянии поставки.

В результате обжатия ротационной ковкой рекристаллизованного прутка с диаметра 12 мм на диаметр 8.5 мм в нем сформировалась сильно неоднородная ультрамелкозернистая структура с высокой плотностью дислокаций и преобладанием малоугловых разориентировок структурных элементов. В структуре выявлены немногочисленные кристаллиты с большеугловой разориентировкой нано- и субмикронных размеров. Дальнейшее обжатие на диаметр 6.5 мм привело к увеличению доли таких кристаллитов, а также к вытягиванию слаборазориентированных структурных элементов, т.е. к ярко выраженной направленности структуры.

Формирование подобной структуры в сплаве Zr–2.5% Nb в результате ротационнойковки привело к существенному повышению его прочностных характеристик при растяжении по сравнению с рекристаллизованным состоянием. Так, условный предел текучести и предел прочности прутка диаметром 8.5 мм выше в 2 и 1.5 раза, соответственно, по сравнению с рекристаллизованным сплавом. При этом относительное удлинение находится на высоком уровне и составляет 16%. Дальнейшая ротационная ковка на диаметр 6.5 мм приводит к еще большему повышению прочности: условный предел текучести и предел прочности сплава выше в 2.1 и 1.6 раза, соответственно, по сравнению с рекристаллизованным сплавом, при относительном удлинении 14%.

**ВЛИЯНИЕ РКУП НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ  
НА ОСНОВЕ Al–Ca–Mn–Fe**

**Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Наумова Е.А.<sup>1,3</sup>, Дорошенко А.В.<sup>1</sup>, Карелин Р.Д.<sup>1,2</sup>,  
Юсупов В.С.<sup>2,4</sup>, Комаров В.С.<sup>1,2</sup>, Андреев В.А.<sup>2,5</sup>,  
Табачкова Н.Ю.<sup>1,6</sup>, Хаткевич В.М.<sup>7</sup>**

<sup>1</sup>НИТУ «МИСИС», Москва, Россия

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, Москва, Россия

<sup>3</sup>МГТУ «Станкин», Москва, Россия

<sup>4</sup>МИРЭА - Российский технологический университет, Москва, Россия

<sup>5</sup>ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

<sup>6</sup>Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия

<sup>7</sup>ООО «ТМК НТЦ», Москва, Россия

[rogachev.so@misis.ru](mailto:rogachev.so@misis.ru)

Изучено влияние равноканального углового прессования (РКУП) на структурно-фазовые превращения в алюминиевых сплавах Al–4%Ca–(0.5–1.3)%Fe–0.8%Mn–0.1%Zr–0.1%Sc в исходно литом состоянии. РКУП проводили на образцах диаметром 20 мм и длиной 100 мм в изотермических условиях при температуре 400 °С (для сплава с 0.5 %Fe) и 200 °С (для сплава с 1.3 %Fe), используя маршрут В<sub>с</sub>, угол пересечения каналов 110° и число проходов  $N = 6$ .

Металлографический анализ структуры проводили на оптическом микроскопе MicroMet 5101 Buehler и на сканирующем электронном микроскопе VEGA3 TESCAN в режиме отраженных электронов, после травления шлифов в 5 % HF. Электронно-микроскопические исследования проводили на трансмиссионном микроскопе JEM-2100 JEOL с EDS-анализатором. Дополнительно микрорентгеноспектральный химический анализ структуры с построением концентрационных карт проводили с помощью трансмиссионного микроскопа JEM-2100Plus JEOL, оснащённого анализатором BRUKER XFlash 6Ti60. Количественную обработку изображений выполняли в программе ImageExpertProIII.

В исходном литом состоянии оба сплава имели две структурные составляющие: дендриты твердого раствора (Al) и эвтектику, расположенную между осями дендритов. В сплаве с 1.3 %Fe сформировалась очень однородная дисперсная эвтектика, содержащая частицы Al<sub>4</sub>Ca, Al<sub>4</sub>Ca(Fe) и Al<sub>3-x</sub>(Fe,Mn), в отличие от сплава с 0.5 %Fe, в эвтектике которого, кроме частиц Al<sub>4</sub>Ca, наблюдались очень крупные (длиной до 20 мкм) игольчатые частицы Al<sub>6</sub>(Fe,Mn).

В результате РКУП в сплаве с 0.5 %Fe внутри исходных крупных дендритов (Al) сформировалась развитая субструктура с высокой плотностью дислокаций с выделением наноразмерных частиц Al<sub>6</sub>(Fe,Mn) и Al<sub>3</sub>Sc размером ~20 нм. В структуре также выявлены измельченные первичные частицы Al<sub>6</sub>(Fe,Mn) и Al<sub>4</sub>Ca.

Увеличение массовой доли железа в сплаве с 0.5 до 1.3 % и одновременное снижение температуры РКУП с 400 до 200 °С привело, во-первых, к эволюции дендритной структуры (вытягиванию дендритов вдоль направления прессования и их объединению), во-вторых, к измельчению эвтектических частиц Al<sub>4</sub>Ca, Al<sub>4</sub>Ca(Fe) и Al<sub>3-x</sub>(Fe,Mn) до нано- и субмикронного уровня, их перемешиванию и частичному сегрегированию кальция. После РКУП оба сплава имеют схожую субструктуру.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00715-22-00. Алюминиевые сплавы получены при финансовой поддержке РФФ (грант № 20-19-00746).*

## УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ДОСТИЖЕНИЕ НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В МОДЕЛЬНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Рогачев С.О.<sup>1,2</sup>, Наумова Е.А.<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

<sup>2</sup>ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия

<sup>3</sup>МГТУ «СТАНКИН», г. Москва, Россия

[rogachev.so@misis.ru](mailto:rogachev.so@misis.ru)

Сегодня аддитивное производство, включающее набор технологий изготовления изделий сложной формы с требуемым комплексом свойств, и в частности 3D-печать, является одним из наиболее распространенных направлений в металловедении [1]. Большинство аддитивных технологий связано с получением изделия путем плавления и сплавления частиц металлического порошка за счет лазерного излучения.

Для 3D-печати широко используются порошки литейных эвтектических сплавов на основе системы Al-Si (силуминов), таких как AlSi10Mg, AlSi12, AlSi7Mg0.6, AlSi9Cu3 и некоторых других. Общеизвестно, что методами 3D-печати из перечисленных порошков получали объемные изделия с повышенной прочностью по сравнению с изделиями, производимыми традиционным способом, за счет перехода материала в неравновесное состояние в условиях сверхбыстрого затвердевания в процессе лазерной обработки.

Недавние исследования показали, что обладающие превосходными литейными свойствами эвтектические алюминиевые сплавы систем Al-Ca, Al-Ce, Al-La и Al-Ni перспективны для применения в аддитивных технологиях.

В настоящей работе рассмотрены модельные алюминиевые сплавы эвтектического состава – Al-8 %Ca, Al-10 %La, Al-10 %Ce и Al-6 %Ni. С помощью установки SLM Solutions 280HL на поверхность пластин из указанных сплавов наносили лазерные проплавы (треки), а также осуществляли сплошную модификацию поверхности.

Показано, что в структуре модифицированной поверхности образцов всех четырех сплавов распределение второго компонента (Ca, Ce, La, Ni) становится более однородным по сравнению со структурой литого металла, что вызывает упрочняющий эффект. На примере сплава Al-8%Ca достигнуто 4-кратное повышение микротвердости (до 370 HV) за счет создания пересыщенного твердого раствора кальция в алюминии и многократного увеличения плотности дислокаций при лазерном воздействии [2].

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 20-19-00746).*

### Список литературы

1. Zafar M.Q., Zhao H. 4D Printing: Future Insight in Additive Manufacturing // Met. Mater. Int. 2019. Vol. 26. P. 564–585.
2. S.O. Rogachev, E.A. Naumova, M.A. Vasina, N.Yu. Tabachkova, N.V. Andreev, A.A. Komissarov. Anomalous hardening of Al-8%Ca eutectic alloy due to a non-equilibrium phase state transition under laser irradiation // Mater. Lett. 2022. Vol. 317. P. 132129.

## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МАГНЕТИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА

Бунин И.Ж., Копорулина Е.В., Рязанцева М.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва, Россия*

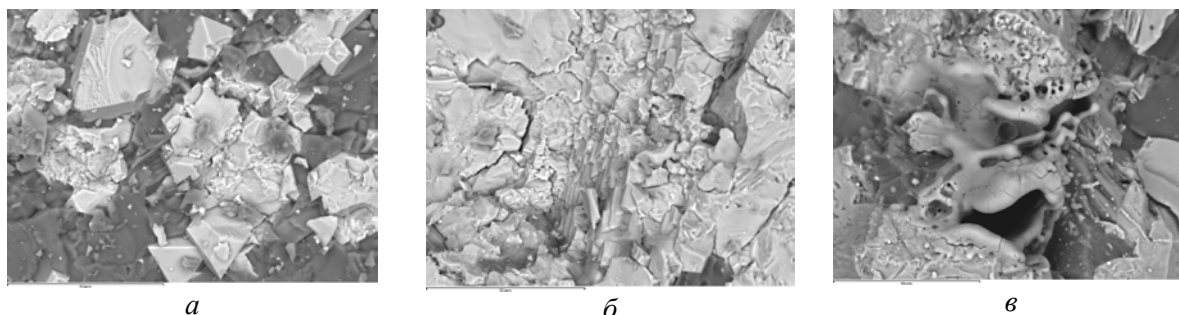
[bunin\\_i@mail.ru](mailto:bunin_i@mail.ru)

В настоящее время в России и мире проблема повышения эффективности процессов обогащения железорудного сырья и качества магнетитовых концентратов является весьма актуальной. Магнетит ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ;  $\text{FeO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) – магнитный оксид железа (природный оксидный материал), механизм структурно-фазовых превращений которого при влиянии микроволновых полей привлекает особое внимание в связи с разработкой технологий изменения фазового состава, поверхностных и магнитных свойств минерала для повышения эффективности обогащения магнетитовых руд.

В докладе представлены результаты исследований морфологии и структурных преобразований поверхности (РЭМ–РСМА) магнетита Михайловского месторождения при воздействии диэлектрического барьерного разрядов (ДБР) в воздухе и мощных наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ). Химический состав (РФС) магнетита, %: Fe 61.2; MgO 11.4;  $\text{Al}_2\text{O}_3$  5.2;  $\text{SiO}_2$  2.4; CaO 1.4; MnO 0.5;  $\text{TiO}_2$  0.5; S 0.2. Магнетит представлен в виде изометричных кристаллов октаэдрического и ромбододекаэдрического габитуса (рис.1а), имеющих в исходном состоянии хорошо образованные грани; излом кристаллов раковистый, неровный.

В результате кратковременной ( $t_{\text{обр.}}=30\text{--}50$  с) обработки магнетита низкотемпературной плазмой ДБР, действия электрического поля, микроразрядов в ячейке ДБР, пондеромоторных сил и озона  $\text{O}_3$  происходили следующие изменения морфологии поверхности кристаллов: повреждение плоских граней и совершенных ребер, разрушение и удаление вершин кристаллов, образование обломочных частиц на поверхности. При  $t_{\text{обр.}}=150$  с происходило формирование микротопечатков токовых каналов разряда, транс- и интеркристаллитных микротрещин (рис.1б).

Структурно-морфологические изменения поверхности магнетита при воздействии МЭМИ ( $t_{\text{обр.}}=10\text{--}30$  с) связаны с формированием новообразований аморфных фаз оксидов и/или гидроксидов железа сложной натечной формы (рис.1в). При  $t_{\text{обр.}}=30\text{--}50$  с происходило разрушение образовавшихся фаз и выделение из их вещества микрочастиц шарообразной формы размером 1–10 мкм вследствие локального повышения температуры, истечения, быстрого охлаждения и осаждения микрофаз оксидов (гидроксидов) железа на измененную поверхность минерала.



**Рис. 1.** РЭМ–изображения кристаллов магнетита в исходном (а) и измененном ДБР (б) и МЭМИ (в) состояниях. Масштабные линейки: 50 (а), (б); 40 (в) мкм.

## ВАЛЕНТНЫЕ СОСТОЯНИЯ ИОНОВ Fe И КИСЛОРОДНЫЕ ВАКАНСИИ В ЗАМЕЩЕННОМ ОРТОФЕРРИТЕ $\text{La}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{FeO}_{3-\gamma}$

Седых В.Д.<sup>1\*</sup>, Русаков В.С.<sup>2</sup>, Губайдулина Т.В.<sup>2</sup>, Рыбченко О.Г.<sup>1</sup>, Кулаков В.И.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup> Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

[sedykh@issp.ac.ru](mailto:sedykh@issp.ac.ru)

Замещенный ортоферрит  $\text{La}_{0.67}\text{Sr}_{0.33}\text{FeO}_{3-\gamma}$  исследован методами рентгеноструктурного анализа и мессбауэровской спектроскопии. Выполнена серия вакуумных отжигов в интервале температур  $t_{\text{ann}}$  200°C – 650°C. Все образцы: синтезированный и после термообработки имеют орторомбическую структуру с пространственной группой  $Pbnm$ , как и незамещенный ортоферрит  $\text{LaFeO}_3$ . Из литературы известно [1], что данные ортоферриты являются антиферромагнетиками.

Эффективным методом в исследовании валентных состояний ионов железа, а также изменения их ближайшего кислородного окружения в замещенных ферритах лантана является мессбауэровская спектроскопия. Из модельной расшифровки мессбауэровского спектра  $\text{LaFeO}_3$ , измеренного при 300 К, следует, что образец магнитно упорядочен, атомы железа находятся в трехвалентном состоянии в октаэдрическом кислородном окружении. При ионном замещении  $\text{La}^{3+}$  на  $\text{Sr}^{2+}$  в  $\text{LaFeO}_{3-\gamma}$  растет степень окисления ионов Fe от  $\text{Fe}^{3+}$  до  $\text{Fe}^{4+}$ , т.е. появляется смешанная валентность ионов Fe. Это ослабляет антиферромагнитный порядок, обусловленный суперобменным взаимодействием ионов  $\text{Fe}^{3+}$ . Термообработка замещенного ортоферрита в вакууме приводит к образованию кислородных вакансий. Замещение 33%  $\text{La}^{3+}$  на  $\text{Sr}^{2+}$  существенно изменяет мессбауэровский спектр. Величина изомерного сдвига указывает на то, что ионы железа находятся в усредненно-валентном состоянии, т.е. с дробной степенью окисления. Это может быть обусловлено быстрым (с характерным временем  $< 10^{-8}$  s) переносом электронов между ионами железа  $\text{Fe}^{4+}$  и  $\text{Fe}^{3+}$ , т.е. ионы  $\text{Fe}^{4+}$  в явном виде не проявляются в мессбауэровских измерениях при комнатной температуре. При вакуумном отжиге с ростом температуры степень окисления смещается в сторону ионов  $\text{Fe}^{3+}$ . В интервале 450–650°C проявляется только  $\text{Fe}^{3+}$ .

Мессбауэровские исследования при 85 К показали, что усредненно-валентное состояние ионов Fe не обнаруживается, это свидетельствует о замораживании процесса электронного переноса. Из модельной расшифровки мессбауэровских спектров следует, что один магнитный секстет относится к ионам  $\text{Fe}^{4+}$  и несколько секстетов к ионам  $\text{Fe}^{3+}$ , что обусловлено появлением в ближайшем ионном окружении атомов Fe кислородных вакансий. Ионы  $\text{Fe}^{4+}$  ослабляют обменную связь, кислородные вакансии приводят к обрыву обменной связи. И то и другое уменьшает сверхтонкое магнитное поле и изменяет изомерный сдвиг спектра, откуда и появляется несколько подспектров. Относительные интенсивности подспектров соответствуют количеству ионов Fe в разных валентных состояниях и разных кислородных окружениях. Анализ полученных экспериментальных мессбауэровских данных позволил определить для каждого образца число ионов  $\text{Fe}^{4+}$ , кислородных вакансий и число анионов  $\text{O}^{2-}$  на формульную единицу. Из анализа также следует, что при малых температурах отжига основную роль в изменении подспектров  $\text{Fe}^{3+}$  играет ослабление обменных связей, вызванное наличием ионов  $\text{Fe}^{4+}$ , а при высоких температурах – обрыв обменных связей из-за наличия кислородных вакансий.

1. J. V. Goodenough, in *Magnetism and Chemical Bond*, edited by F. Albert Cotton (Interscience, London, 1963), Vol. 1, p. 15.

## МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЕ ПОКРЫТИЕ/ПОДЛОЖКА» ПРИ ХОЛОДНОМ ПЕРЕНОСЕ МЕТАЛЛА

Невский С.А.<sup>1</sup>, Сарычев В.Д.<sup>1</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Осинцев К.А.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup> Самарский национальный исследовательский университет им С.П. Королева, Самара,

Россия

[snevskiy@bk.ru](mailto:snevskiy@bk.ru)

Исследовано формирование рельефа поверхности раздела «высокоэнтропийное покрытие/подложка» при холодном переносе металла с позиций представлений о возникновении на границе раздела гидродинамических неустойчивостей Кельвина-Гельмгольца и Рэлея-Тейлора. На основе этих представлений создана математическая модель формирования данного рельефа. Она включает в себя уравнения Навье-Стокса, начальные и граничные условия. Эволюция поверхности раздела изучалась с помощью метода фазового поля, в основе которого лежат уравнения Кана-Хилларда. Решение полученной системы уравнений осуществлялось с помощью метода конечных элементов. Для верификации предложенной математической модели была проведена серия экспериментов по нанесению высокоэнтропийных покрытий Co–Cr–Fe–Mn–Ni на подложку из алюминиевого сплава АМг5. Режим нанесения покрытия: скорость подачи проволоки 13 м/мин, сила тока ~100 А, напряжение 22 В, индуктивность 3 Гн, скорость перемещения горелки 200 мм/мин, длина слоя 50 мм, угол наклона горелки 10 градусов, направление наплавки "от себя" - (углом вперед). Методами сканирующей электронной микроскопии было установлено, что Граница раздела имеет волнообразный вид, обусловленный вихревым течением материалов. Наличие крупных фрагментов покрытия в подложке свидетельствует о фрагментации вихря. Размеры фрагментов покрытия в подложке (~ 46 – 180 мкм) показывают, что гидродинамические неустойчивости Кельвина-Гельмгольца и Рэлея-Тейлора проявляется в этом диапазоне длин волн.

Установлено, что наличие только одной неустойчивости Кельвина-Гельмгольца не дает адекватного объяснения формирования волнообразного рельефа поверхности «высокоэнтропийное покрытие/подложка». Учет ускорения слоя (неустойчивости Рэлея-Тейлора), занимаемого покрытием из сплава Co–Cr–Fe–Mn–Ni, качественно изменяет картину взаимного перемешивания материалов. При значении поперечной скорости слоя 50 м/с и вертикальной составляющей ускорения  $10^7$  м/с<sup>2</sup>. формирование вихрей начинается при  $t > 4$  мкс, а их распад на капли происходит в интервале от 8,4 мкс до 22,5 мкс. При  $t > 22,5$  мкс начинается процесс интенсивного перемешивания. При отличной от нуля горизонтальной составляющей ускорения слоев ( $a_y/a_x \sim 0.5$ ) фрагментация вихрей будет происходить в интервале от 16,5 мкс до 23 мкс, а интенсивное перемешивание вещества слоев начинается при  $t > 23$  мкс. Показано, что в этих условиях расчётная конфигурация границы раздела «покрытие/ подложка» соответствует наблюдаемой в эксперименте. Размеры образовавшихся частиц составляют от 57 до 127 мкм, что приближенно соответствует экспериментальным данным.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (проект № 20-19-00452)*

## НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ЗАРОДЫШЕВЫХ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ ПОРТЕВЕНА–ЛЕ ШАТЕЛЬЕ

© А.А. Шибков\*, А.Е. Золотов, М.Ф. Гасанов, А.А. Денисов

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*  
[shibkovaleks@mail.ru](mailto:shibkovaleks@mail.ru)

Экспериментально исследовалась миллисекундная динамика зародышевых полос Портевена–Ле Шателье методом высокоскоростной видеосъемки поверхности деформируемого образца алюминиево-магниевого сплава АМгб и синхронно методом АЭ. Результаты состоят в следующем:

1) В плоских образцах зародышевые полосы различаются по геометрии динамике на 4 основные типа: первичные, растущие поперек фронтальной поверхности в направлении максимальных касательных напряжений; вторичные, растущие по границе предыдущей полосы; вторичные сопряженные, пересекающие предшествующие полосы под углом около  $60^\circ$ , и дугообразные, растущие в области лопаток. Наиболее быстрая динамика характерна для первых двух типов, наиболее медленная — для последнего, при одинаковом уровне приложенной нагрузки. Все типы зародышевых полос демонстрируют нелинейную динамику с резким ускорением на завершающей стадии роста.

2) Динамика и геометрия первых двух типов идентична: более половины сечения плоского образца вершина зародышевой полосы растет почти с линейно возрастающей скоростью  $v$  в направлении максимальных касательных напряжений, затем стартует стадия нелинейного роста вершины, которая подчиняется экспоненциальному закону  $v \sim \exp(t/\tau)$ , где  $\tau \approx 0.1\text{--}0.2$  ms — постоянная времени ускоренного роста. Значение максимальной скорости зачастую ограничено скоростью видеосъемки:  $\sim 3\text{--}5$  m/s при скорости съемки 500 fps,  $\sim 10\text{--}15$  m/s при 25000 fps и  $\sim 30\text{--}40$  m/s при 50000 fps.

3) Скорость вершины полосы достигает максимального значения при выходе на противоположную поверхность образца. В этот момент сигнал акустической эмиссии достигает пикового значения. Короткие серии микросекундных импульсов АЭ в структуре акустической вспышки с точностью  $\sim 1$   $\mu$ s регистрируют стадию ускоренного роста зародышевых полос при высоких напряжениях, а импульс АЭ максимальной амплитуды сигнализирует об ударном взаимодействии зародышевой полосы с поверхностью образца. Обнаружено резкое поглощение (более чем на порядок) акустического шума на стадии ускоренного роста зародышевой полосы, что может быть связано с генерацией большого количества подвижных дислокаций.

*Работа выполнена при частичной поддержке РФФ (проект № 22-22-00692), с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТамбГУ им. Г.Р. Державина при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта по соглашению 075-15-2021-709 (уникальный идентификатор проекта RF-2296.61321X0037).*

1. Shibkov A.A et al. Phys Rev E 2020. V.102,043003.
2. Шибков А.А, и др. ФГТ. Т.64. 2022 (в печати).



## МАГНИТО-ТРАНСПОРТНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Сайпулаева Л.А.<sup>1</sup>, Захвалинский В.С.<sup>2</sup>, Алибеков А.Г.<sup>1</sup>, Пирмагомедов З.Ш.<sup>1</sup>,  
Гаджиалиев М.М.<sup>1</sup>, Маренкин С.Ф.<sup>3</sup>, Риль А.И.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН,  
Махачкала, Россия<sup>2</sup>*

<sup>2</sup> *Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Белгород, Россия*

<sup>3</sup> *Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Москва.  
[l.saypulaeva@gmail.com](mailto:l.saypulaeva@gmail.com)*

Целью настоящей работы является исследование воздействия внешних факторов: температуры, давления и поля на магнитотранспортные свойства  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  ( $x = 0.5$  и  $x = 0.55$ ). Объект исследования:  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  ( $x = 0.5$ ,  $x = 0.55$ ).

Для создания высокого давления использовалась камера типа «Тороид» создающая высокое гидростатическое давление до 9 ГПа.

Зависимое от температуры удельное сопротивление  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  демонстрирует изменение полупроводникового характера. Сложное поведение удельного сопротивления от температуры  $\rho(T)$  указывает на то, что  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$ , вероятно, является полупроводником с очень узкой запрещенной зоной.

На барических зависимостях  $\rho(P)$  в области давлений  $P \approx 2.8$  ГПа наблюдается резкий скачок удельного сопротивления  $\rho(P)$ . После снятия давления образцы не восстанавливаются. При давлении  $P > 6$  ГПа сопротивление образцов почти не зависит от давления.

Чтобы лучше понять температурные и барические зависимости удельного сопротивления, мы измерили коэффициент Холла в  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  в интервале температур 77–400 К и давления 0–9 ГПа. В интервале температур, 190–200 К в образце  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  для  $x = 0.5$  происходит смена типа носителей – переход от материала  $p$ -типа к материалу  $n$ -типа. Образцы  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  относятся к  $p$ -типу, но коэффициент Холла отрицателен при комнатной температуре из-за высокой подвижности электронов.

Коэффициент Холла достигает максимума при магнитном поле 1 кЭ. Изменение знака коэффициента Холла  $(\text{Zn}_{1-x}\text{Cd}_x)_3\text{As}_2$  ( $x = 0.5$ ) наблюдаем при давлении (4.6–5.0) ГПа.

Магнитосопротивление (МС)  $(\text{Zn}_{1-x}\text{Cd}_x)_3\text{As}_2$  с ростом давления с учетом анализа полевых зависимостей имеет тенденцию с смене знака. Величина положительного МС в  $(\text{Zn}_{1-x}\text{Cd}_x)_3\text{As}_2$  ( $x = 0.55$ ) постепенно понижается и при давлении  $P = 2$  ГПа приводит к ОМС.

При фиксированном давлении с ростом магнитного поля сопротивления уменьшается – наблюдается эффект ОМС. При давлении  $P = 5.4$  для образца  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  ( $x = 0.5$ ) и давлении  $P = 2.4$  для образца  $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$  ( $x = 0.55$ ) происходит фазовый переход. Увеличение процентного содержания цинка приводит к смещению фазового перехода в область низких давлений.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОПОРОШКА ДИОКСИДА ТИТАНА, ДОПИРОВАННОГО ОЛОВОМ И СЕРОЙ

Чиркунова Н.В.<sup>1,2</sup>, Подлеснов Е.<sup>1</sup>, Дорогов М.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия  
[natchv@yandex.ru](mailto:natchv@yandex.ru)

Диоксид титана – полупроводник известный высокой фотокаталитической активностью и химической стабильностью. Однако, из-за широкой запрещенной зоны  $\text{TiO}_2$  используется только небольшая доля ультрафиолетового (УФ) солнечного света (3–5%) для фотокаталитических реакций. До сих пор много усилий направлено на разработку фотокатализаторов, активных в видимом свете. Один из подходов к синтезу диоксида титана фотокаталитически активного в видимом свете является допирование атомами различных металлов и неметаллов [1]. Допирование относится к способу замены некоторых атомов в  $\text{TiO}_2$  атомами других элементов, изменению его ширины запрещенной зоны путем изменения его края валентной зоны или зоны проводимости.

Допирование оловом и серой проводили на коммерчески доступном нанопорошке диоксида титана (Degussa P25) с размерами частиц менее 50 нм. Со-допирование Sn и S проводится механическим смешением  $\text{TiO}_2$  и  $\text{SnSO}_4$  с концентрациями 0,1–5 ат. % допирующих элементов в сумме. Далее проводится отжиг при температуре 360 – 400° С. Полученные образцы исследовали методами рентгеновской дифракции, энергодисперсионной рентгенофлуоресцентной спектроскопии, сканирующей электронной микроскопии, лазерной дифракции, спектрофотометрии.

Для определения ширины запрещенной зоны полученных образцов спектры диффузного отражения перестраивались по формуле Кубелки-Мунка в координатах Тауца [2]. Экстраполируя прямые участки на графиках зависимости  $(\alpha h\nu)^{1/2} = f(h\nu)$  на пересечение с осью абсцисс, получаем значения оптической ширины запрещенной зоны. Ширина запрещенной зоны нелегированного образца составляет 3,31 эВ. Для образцов с содержанием олова 1, 2, 3, 4 и 5 ат.% она составила 3,2, 3,19, 3,16, 3,02 и 2,98 эВ соответственно.

Исследовали фотокаталитическую активность полученных образцов в классическом емкостном реакторе при разложении органического модельного загрязнителя метиленового синего в УФ и видимом диапазоне света. Концентрацию метиленового синего в водном растворе определяли с помощью спектрофотометрии. Наилучшую фотокаталитическую активность показал образец с содержанием 5 ат.%.

Представляет большой интерес фотоэлектрохимическое получение водорода из воды под действием солнечного света с использованием фотоэлектродов-катализаторов  $\text{TiO}_2$ . Возможности применения диоксида титана в производстве водорода ограничиваются низкой эффективностью поглощения фотоанодами солнечной энергии вследствие большой ширины запрещенной зоны, а также большие омические потери в объеме полупроводника.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования, проект № 075-15-2021-1349.*

1. S. Reghunath, D. Pinheiro, S. Devi. Journal of the Applied Surface Science Advances, 3, 2021, P. 100063
2. P. Kubelka. Journal of the Optical Society of America, 1948, P. 448

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГРАФЕНОВОГО СЛОЯ НА РАСПЫЛЕНИЕ В МЕДИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ И НАНОКЛАСТЕРАМИ

Шарипов З.А.<sup>1)</sup>, Батгэрэл Б.<sup>3)</sup>, Мирзаев М.Н.<sup>1)</sup>, Попов Е.П.<sup>1)</sup>, Пузынин И.В.<sup>1)</sup>,  
Пузынина Т.П.<sup>1)</sup>, Христов И.Г.<sup>2)</sup>, Христова Р.Д.<sup>2)</sup>, Тухлиев З.К.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup>Объединенный институт ядерных исследований,  
Дубна, Россия  
[zarif@jinr.ru](mailto:zarif@jinr.ru)

<sup>2)</sup>Софийский университет “Св. Климент Охридски”,  
София, Болгария

<sup>3)</sup>Монгольский государственный университет науки и технологии,  
Улан-Батор, Монголия

В работе методом молекулярной динамики проведено исследование процессов взаимодействия нанокластеров и ионов меди с энергиями из диапазона 10 эВ-10 кэВ с мишенью из меди с графеновым слоем на поверхности и внутри меди. Известно, что, графен обладает большой механической жёсткостью и высокой теплопроводностью. Большой теоретический интерес представляет изучение влияния графеновых слоев на радиационную стойкость различных материалов при различных видах облучения. В развитие [1, 2] работ получены результаты численного моделирования: пороговая плотность энергии, приводящая к разрушению графенового слоя и структурным изменениям в облучаемой мишени в зависимости от энергии нанокластера и иона меди. Проведена классификация возникающих структурных изменений в мишени под действием облучения нанокластерами и ионами меди.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и МОКНСМ в рамках научного проекта №20-51-44001.*

### Список литературы

1. B. Batgerel, S. Dimova, I. Puzynin et al. Modeling Thermal Effects in Metals Irradiated by Copper Nanoclusters //EPJ Web Conf., 173 (2018) 06001.
2. B. Batgerel, I.V. Puzynin, T.P. Puzynina, I.G. Hristov, R.D. Hristova, Z.K. Tukhliev, Z.A. Sharipov. Molecular Dynamic Modeling of Long-Range Effect in Metals Exposed to Nanoclusters. // Springer Nature Switzerland AG, LNCS 11189, 318-325, (2019)

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗГИБНОГО СИЛОВОГО ЭЛЕМЕНТА ПРИВОДА ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Хлопков Е. А., Пульнева К. С., Тестин А. А., Чикиряка А. В.

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

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

Материалы с эффектом памяти формы способны преобразовывать тепловую энергию в механическую работу, благодаря чему они используются в качестве силовых элементов в различных приводах и устройствах, которые находят все более широкое применение в технике и медицине. В этих устройствах функциональные силовые элементы могут проявлять эффект памяти формы после деформации различного типа – растяжения, сжатия, изгиба или кручения.

Особое место занимают приводы, в которых используются изгибные силовые элементы. По сравнению с приводами, использующими силовые элементы растяжения или сжатия, приводы с изгибными элементами позволяют достигать существенно больших перемещений без использования дополнительных механизмов и передач, например, таких как система рычагов или шкивов. При этом изгибные силовые элементы развивают сравнимую с ними силу, однако фактор большего хода обеспечивает им более широкий спектр применений. В отличие от силовых элементов растяжения – сжатия, в которых напряжения и деформации распределены по сечению и длине равномерно, в поперечном сечении изгибного силового элемента одновременно присутствуют как зоны растяжения, так и сжатия, разделенные нейтральной линией. Кроме того и напряжения и деформации по длине элемента распределены чрезвычайно неравномерно с выраженной локализацией в центре элемента [1].

Силовые и кинематические характеристики привода, основанного на материале с эффектом памяти формы, однозначно определяются характеристиками изгибного силового элемента – развиваемой им силой и его ходом. В свою очередь характеристики силового элемента зависят от термомеханических свойств материала силового элемента и его формы при сжатии продольной силой в процессе охлаждения и генерации её при нагреве. Поэтому для прогнозирования характеристик силового элемента и привода в целом необходимо иметь знание о напряженно-деформированном состоянии по сечению и длине силового элемента в процессе его функционирования в приводе. Особенностью функциональных материалов с эффектом памяти формы является взаимозависимость напряжений, деформаций и температуры в каждой точке элемента. Экспериментально можно определить только зависимости следующих пар характеристик: деформации от температуры при постоянном напряжении, напряжения от температуры при постоянной деформации и деформации от напряжения при постоянной температуре, а также для изгибного элемента распределение деформации по длине элемента от формы изогнутого силового элемента. Определение первых трех зависимостей методически отработано с использованием стандартных испытательных машин, для исследования распределения деформаций по длине элемента предложен и апробирован графоаналитический метод обработки изображения изогнутого силового элемента, который является предметом данной работы.

1. Пульнев С.А., Прядко А.И., Чикиряка А.В., Николаев В.И. Эффект локализации деформации в монокристаллах Cu-Al-Ni при изгибе продольной силой // Письма ЖТФ. - 2018. - Т. 44. - Вып. 21. - С. 91-96.

## ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА АА6063, УПРОЧНЕННЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОМ $Al_3Zr$

Кищик А.А., Кищик М.С., Михайловская А.В.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия  
[kishchik.aa@misis.ru](mailto:kishchik.aa@misis.ru)

Для улучшения механических и функциональных свойств металлических материалов актуально применение термомеханической обработки, включающей как традиционные методы обработки давлением, так и интенсивную пластическую деформацию. Формирование наноструктурного состояния реализуемо при использовании порошковых технологий, например, метода механического легирования или применением технологий интенсивной пластической деформации (ИПД).

Компактированию подвергали порошки сплава АА6063 без добавок и с добавкой 0,65 об. %  $Al_3Zr$  после 12 ч обработки в шаровой мельнице. Порошки компактировали методом горячего прессования при температуре  $350^\circ C$  для получения образцов размером  $9 \times 9 \times 18$  мм<sup>3</sup> для последующей всесторонней изотермическойковки (ВИК). После компактирования в образцах наблюдаются несплошности (поры), что связано с недостаточной консолидацией гранул. Наличием большой пористости были обусловлены низкие значения плотности: 2,47 и 2,45 г/см<sup>3</sup> для образцов 6063 и 6063+0,65 об. %  $Al_3Zr$  соответственно. При этом, малая добавка алюминида циркония на упрочнение сплава не повлияла. Так, микротвердость чистого сплава после горячего прессования составила  $169 \pm 13$ , а с добавкой  $Al_3Zr$   $153 \pm 8$  НВ.

ВИК образцов размером  $9 \times 9 \times 18$  мм<sup>3</sup> проводили при температуре  $400^\circ C$  Для проработки всех деформационных осей в образце после каждой осадки, образец поворачивали на  $90^\circ$  относительно исходного положения после каждой операции. Скорость деформирования 5 мм/мин, что соответствует начальной скорости деформации  $5 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Для каждой из температур было проведено от 2 до 5 полных циклов ВИК или 6 и 15 осадок.

Стоит отметить, что в образцах композиционного материала (КМ) АА6063 с добавкой  $Al_3Zr$  напряжения при деформации на первых этапах ВИК значительно выше, чем у КМ 6063. Однако, напряжение снижается при увеличении накопленной деформации и после 15 осадок напряжение практически не отличается в образцах обоих сплавов.

По сравнению с компактированным состоянием образцы демонстрировали более плотную структуру, при этом, с увеличением числа циклов наблюдали уменьшение пористости в обоих КМ. Плотность образцов послековки увеличивается с 2,47 после компактирования до 2,64 г/см<sup>3</sup> после 15 осадок ВИК для КМ АА6063+0,65%  $Al_3Zr$  и с 2,45 до 2,61 г/см<sup>3</sup>, для АА6063. Микротвердость образцов растет после 15 осадок ВИК. В сплаве АА6063+ $Al_3Zr$  микротвердость матрицы увеличивается с  $169 \pm 13$  до  $183 \pm 7$  НВ, а в образцах матричного материала меняется с  $153 \pm 8$  до  $143 \pm 3$  НВ. Средний размер частиц  $Al_3Zr$  с увеличением накопленной при ВИК деформации незначительно уменьшается с  $0,4 \pm 0,2$  мкм до  $0,3 \pm 0,1$  мкм.

*Работа выполнена при государственной поддержке ведущих научных школ (НШ-1752.2022.4) Советом по Грантам Президента Российской Федерации.*

## ОБЛАСТЬ СУЩЕСТВОВАНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ ФАЗЫ $Fe_{13}Ga_9$ В СПЛАВАХ Fe-xGa

Вершинина Т.Н.<sup>1</sup>, Самойлова Н.Ю.<sup>1</sup>, Сумников С.В.<sup>1</sup>, Балагуров А.М.<sup>1</sup>,  
Палачева В.В.<sup>2</sup>, Головин И.С.<sup>2</sup>

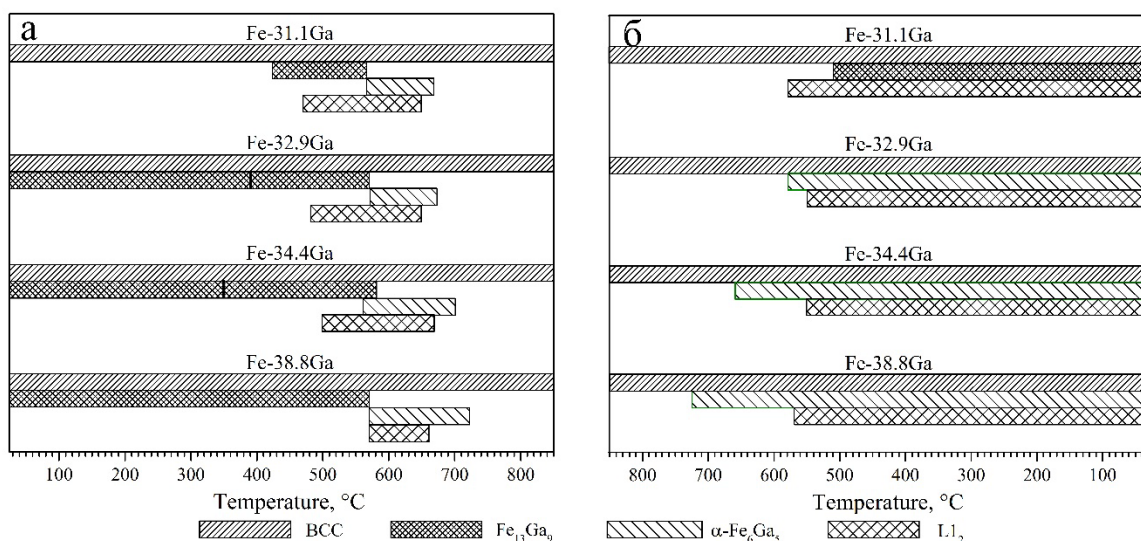
<sup>1</sup>Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия,

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС",  
г. Москва, Россия

[vershinina@nf.jinr.ru](mailto:vershinina@nf.jinr.ru)

Методом *in situ* дифракции нейтронов проведено исследование возможностей и условий образования метастабильной фазы  $Fe_{13}Ga_9$  в Fe–Ga сплавах в широком интервале концентраций галлия (31–38 ат.%). Кроме того, определены основные закономерности фазовых превращений в сплавах, содержащих этот интерметаллид.

В процессе нагрева и последующего охлаждения прослеживается четкая стадийность в реализации фазовых превращений. Результаты исследований последовательности фазообразования графически отображены на рис. 1.



**Рис. 1.** Температурные диапазоны существования фаз при нагреве до 850 °С (а) и охлаждении от 850 °С (б)

Полученные результаты показывают, что фаза  $Fe_{13}Ga_9$  в сплавах с большими концентрациями галлия 32.9–38.4 ат.% имеется в исходном as-cast состоянии и область ее существования ограничивается максимальной температурой ~570 °С. При дальнейшем нагреве и последующем охлаждении  $Fe_{13}Ga_9$  не обнаруживается. При уменьшении содержания галлия до 31.1 ат.% в as-cast состоянии  $Fe_{13}Ga_9$  отсутствует, но выделяется в процессе нагрева при ~425 °С и присутствует, как и в других сплавах, вплоть до 570 °С. В отличие от сплавов с большей концентрацией галлия в сплаве Fe–31.1Ga интерметаллид  $Fe_{13}Ga_9$  выделяется в процессе охлаждения при ~510 °С, предотвращая выделение другого моноклинного интерметаллида  $\alpha-Fe_6Ga_5$ .

Работа выполнена в рамках проекта № 22-42-04404 РНФ

**R-ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАРЕЮЩЕМ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti – 50,9 ат.% Ni****Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.М., Гирсова Н.В.***Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
[girs@ispms.ru](mailto:girs@ispms.ru)

Большой научный и практический интерес вызывают нанокристаллические (НК) сплавы TiNi, полученные методами интенсивной пластической деформации. В биомедицине используются сверхэластичные двойные сплавы TiNi с повышенным содержанием атомов Ni (50,6-50,9 ат. %), подверженные старению с образованием когерентных частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>. Присутствие в B2-аустените частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> приводит к многостадийности превращений B2↔R↔B19'. Механизмы R-превращений, в отличие от B2→B19', остаются до конца неясными. В то же время B2↔R превращения сопровождаются меньшим искажением B2-решетки, снижают вероятность образования дислокаций, обеспечивая рост циклической стабильности превращения и усталостной прочности. Цель работы - изучение влияния температуры старения, размеров и пространственного распределения частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> в B2 наноструктуре на морфологию R-фазы и деформационное поведение НК сплава TiNi.

Исследовали образцы, вырезанные из трубок с внешним диаметром 2,3 и 1,6 мм. из коммерческого НК сплава Ti–50,9 ат. % Ni, после старения в интервале температур 300-500°C. Температуры превращений определяли методами терморезистометрии, а также дифференциальной сканирующей калориметрии на установке NETZSCH DSC404F1. Механические испытания на одноосное растяжение в режиме «нагрузка-разгрузка» трубчатых образцов проводили со скоростью  $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  на установке LFM-125; микроструктуру исследовали методом ПЭМ («JEM 2100» в ЦКП "Нанотех"). Исходные образцы при комнатной температуре находились в B2 - состоянии и имели неоднородную зеренно-субзеренную структуру с высокой плотностью дислокаций.

Установлено, что низкотемпературное старение (300°C) сопровождается выделением сферических высокодисперсных (5-10 нм) когерентных частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> на дислокациях преимущественно в субзернах. В интервале температур интенсивного распада B2-твердого раствора (400°C-450°C) происходит формирование частиц размером до 50 нм вблизи малоугловых границ субструктуры и подавление распада B2-твердого раствора в нанозернах. Эволюция системы частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> с ростом температуры старения сопровождается стабилизацией R-фазы и изменением механического поведения материала от сверхэластичности к эффекту памяти формы.

При изменении пространственного распределения частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> от расположения на дислокациях до выделения на малоугловых границах прослеживается тенденция к изменению морфологии R - фазы. Так после 300°C в субзеренной структуре формируется нанодоменная R-фаза. С увеличением температуры отжига вплоть до 450°C наблюдается рост размеров доменов, их выстраивание вдоль плоскостей габитуса R - фазы, образование в отдельных зернах R - фазы пластинчатой морфологии. При 500°C R - фаза регистрируется на микродифракциях только в зернах более 150 нм. в виде слабых рефлексов в несоизмерных положениях. Обсуждается механизм эволюции морфологии R-фазы в B2-матрице, связанный с характером ограничения пространства R-превращения при наличии когерентных выделений Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, высокой плотности дефектов и создаваемых ими локальных полей внутренних деформаций/напряжений.

УПРУГИЕ СВОЙСТВА  $\text{EuScCuSe}_3$ Чернышев В.А.<sup>1</sup>, Григорьев М.В.<sup>2</sup>, Остапчук Е.А.<sup>2</sup>, Русейкина А.В.<sup>2</sup><sup>1</sup>УрФУ, Екатеринбург, Россия<sup>2</sup>ТюмГУ, Тюмень, Россия[maxgrigmv@yandex.ru](mailto:maxgrigmv@yandex.ru)

*Ab initio* расчеты упругих свойств соединения  $\text{EuScCuSe}_3$  (пр. гр. *Cmcm*) проведены впервые. Расчеты проводились в рамках теории функционала плотности с гибридным функционалом PBE0, учитывающим как локальный, так и нелокальный обмен в формализме Хартри-Фока. Расчеты были проведены в программе CRYSTAL17, предназначенной для моделирования периодических структур. Для описания внутренних оболочек европия по  $4f$  включительно, был использован квазирелятивистский псевдопотенциал. Для описания внешних оболочек  $5s^25p^6$ , участвующих в химической связи, использовался валентный базисный набор TZVP типа. Для меди и скандия были использованы полноэлектронные базисные наборы. Был проведен расчет кристаллической структуры  $\text{EuScCuSe}_3$ , затем расчет упругих постоянных (табл. 1).

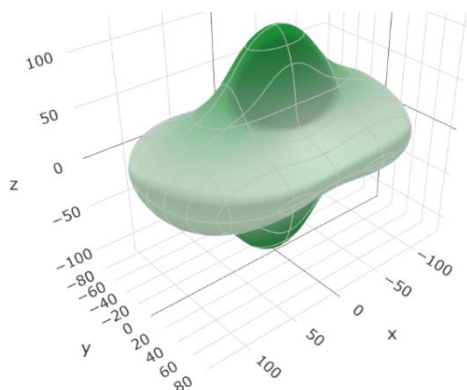
Таблица 1. Упругие постоянные, твердость по Виккерсу, ГПа

$C_{11}$	$C_{12}$	$C_{13}$	$C_{22}$	$C_{23}$	$C_{33}$	$C_{44}$	$C_{55}$	$C_{66}$	$H_V$
151	43	27	98	37	128	13	33	45	4.83

Полученные из *ab initio* расчета упругие постоянные позволили вычислить модули упругости (табл. 2) и оценить твердость по Виккерсу  $H_V$ . Различие в оценках по Фойгту и Реуссу говорит об анизотропии упругих свойств, что также демонстрирует зависимость модуля Юнга от направления в кристалле  $\text{EuScCuSe}_3$  (рис. 1).

Таблица 2. Объемный модуль, модуль сдвига, модуль Юнга и соотношение Пуассона

Схема расчета	Объемный модуль, ГПа	Модуль сдвига, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Соотношение Пуассона
Фойгта	65.5	36.1	91.5	0.267
Реусса	64.3	28.2	73.8	0.309
Хилла	64.9	32.2	82.9	0.287

Рис. 1. Зависимость модуля Юнга (ГПа) от направления в кристалле  $\text{EuScCuSe}_3$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке Правительства Тюменской области по проекту Западно-Сибирского межрегионального научно-образовательного центра № 89-ДОН (3).



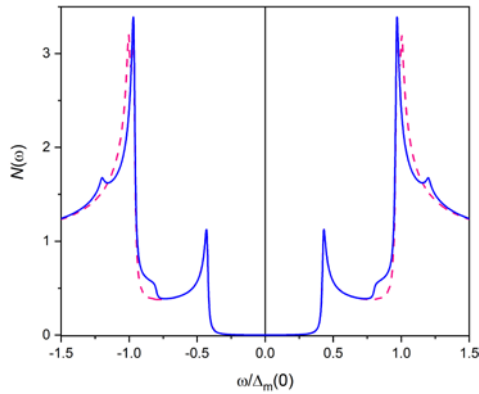
## ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ТРЕХЗОННЫХ ФЕРРОПНИКТИДОВ В ОКРЕСТНОСТИ АНТИФЕРРОМАГНИТНОГО (AFM) ПЕРЕХОДА

Каракозов А. Е., Магницкая М. В.

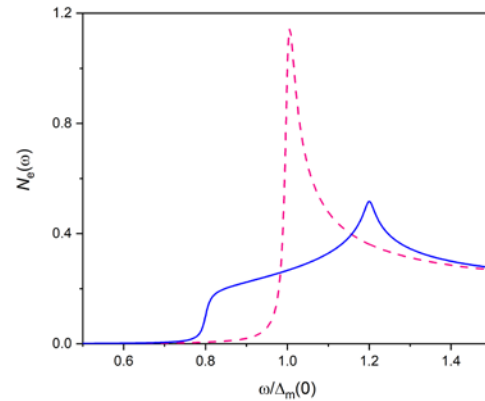
*Институт физики высоких давлений РАН, Троицк, Россия*

[chkara@rambler.ru](mailto:chkara@rambler.ru)

Рассчитаны свойства ферропниктидов (FeSCs) с двумя дырочными (L и S) вокруг точки  $\Gamma$  и электронными (E) вокруг точек  $X=(\pi, 0)$  и  $Y=(0, \pi)$  карманами на поверхности Ферми (FS) в зависимости от отношения интенсивности спиновых и фононных флуктуаций  $x = G/U$  как меры близости к AFM переходу. Показано, что в представляющей практический интерес области параметров [1]  $0.1 < x < 1$ , плотностей состояний  $N_L > N_S > N_E$  и анизотропии спин-флуктуационного взаимодействия (SFI)  $d(x)$  в моделях слабых и сильных корреляций электронная щель  $\Delta_E(x)$  превышает малую дырочную щель  $\Delta_S(x)$  и при  $x \approx 1$  сравнивается с большой дырочной щелью  $\Delta_L(x)$ . Анизотропия  $\Delta_E(x, T) \bar{d}(x, T)$ , отличающаяся от  $d(x)$  из-за SFI с s-дырочными L и S зонами, оказывается порядка 0.2-0.3 в обеих моделях.



**Рис. 1.** Нормированная плотность состояний FeSC с почти совпадающими  $\Delta_E$  и  $\Delta_L$  ( $x \approx 1$ ,  $\bar{d} \approx 0.2$ ) и изотропного FeSC с такими же щелями (пунктир) при  $T \rightarrow 0$ .



**Рис. 2.** Нормированная плотность состояний E-зоны FeSC с почти совпадающими  $\Delta_E$  и  $\Delta_L$  ( $x \approx 1$ ,  $\bar{d} \approx 0.2$ ) и изотропного FeSC с такими же щелями (пунктир) при  $T \rightarrow 0$ .

Таким образом, в большой окрестности AFM перехода ( $x > 0.5$ ) анизотропная  $\Delta_E$  и  $\Delta_L$  перекрываются. Кластер  $\{\Delta_E(x, T), \Delta_L(x, T)\}$  имеет сложную структуру (рис. 1, 2), причем максимум  $N_E(\omega)$  (и его температурная зависимость) не совпадают с  $\Delta_E(t)$  на величину порядка анизотропии E-щели  $\bar{d}(x, T)$ , из-за чего стандартный двухзонный анализ неверно оценивает нефононный вклад в сверхпроводимость FeSCs [2]. Разработанная нами модель, учитывающая структуру FS и анизотропию SFI, может служить базовой в исследовании роли корреляционных эффектов в механизме сверхпроводимости FeSCs.

*Работа выполнена при частичной поддержке РФФ (грант № 22-22-00806).*

1. Karakozov A.E., Magnitskaya M.V., Kadyrov L.S., Gorshunov B.P. Phys.Rev.B 99, 054504 (2019).
2. Каракозов А.Е., Магницкая М.В. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования 4, 39 (2022).

## ИССЛЕДОВАНИЕ СИНТЕЗИРОВАННЫХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ СОЕДИНЕНИЙ 3d-МЕТАЛЛОВ С РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ И ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

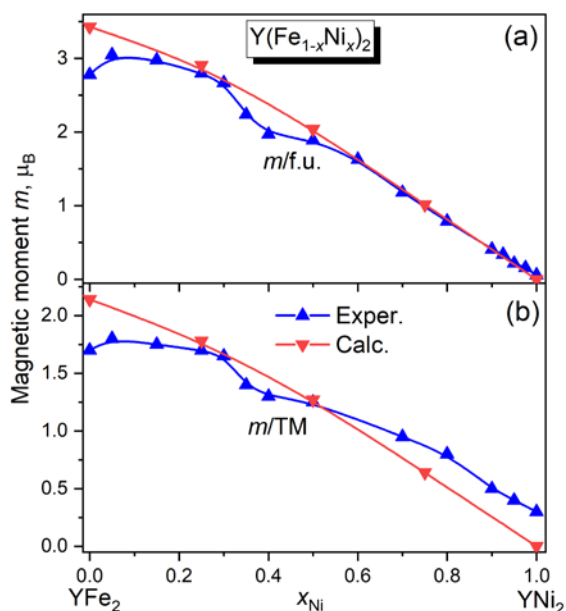
Магницкая М. В., Боков А. В., Саламатин Д. А., Щелкачев Н. М., Цвященко А. В.

*Институт физики высоких давлений РАН, Москва, Россия*

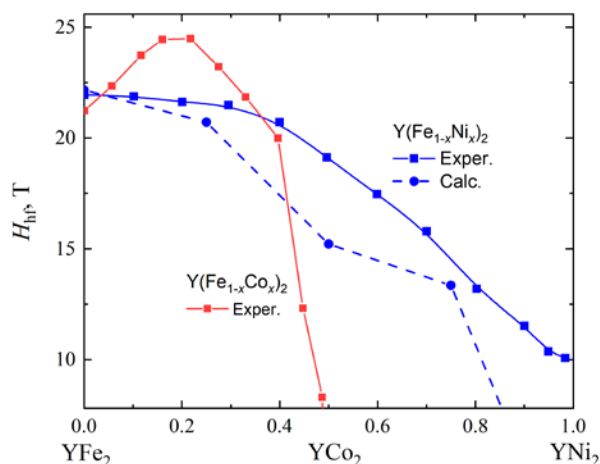
[magma@yandex.ru](mailto:magma@yandex.ru)

Представлено теоретическое и экспериментальное исследование магнитных свойств и сверхтонких взаимодействий в фазах Лавеса  $R(T_{1-x}^{1}T_x^{2})_2$ ,  $R$  — щелочноземельный или редкоземельный металл,  $T^{1,2} = \text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}$ . Непрерывные ряды  $R(T_{1-x}^{1}T_x^{2})_2$  были синтезированы при давлении 8 ГПа. Все полученные фазы кристаллизуются в кубической структуре типа  $\text{MgCu}_2$  (C15). Отметим, что часть из них могут образовываться при нормальных условиях, а часть – только при высоких давлениях и температурах, характерных для недр Земли.

Проведены экспериментальные измерения эффекта Мёссбауэра на ядре  $^{57}\text{Fe}$ . Выполнены первопринципные расчеты в рамках теории функционала плотности. На рис. 1 представлены концентрационные зависимости магнитного момента для  $\text{Y}(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_2$ ; на рис. 2 – сверхтонкое поле на ядре Fe для  $\text{Y}(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_2$  и  $\text{Y}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_2$ . Вычисленные магнитные моменты и сверхтонкие магнитные поля в целом согласуются с экспериментом.



**Рис. 1.** Красным и синим цветом показаны экспериментальный и теоретический магнитный момент  $m(x)$  для  $\text{Y}(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_2$  на формульную единицу (a) и на атом переходного металла (b).



**Рис. 2.** Сверхтонкое магнитное поле  $H_{\text{hf}}$  на ядре железа как функция концентрации Ni или Co ( $x$ ). Синим и красным цветом показаны результаты измерений для  $\text{Y}(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_2$  и  $\text{Y}(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_2$ . Штриховая линия – расчет для  $\text{Y}(\text{Fe}_{1-x}\text{Ni}_x)_2$ .

Некоторые соединения не удалось синтезировать при давлениях до 8 ГПа. Простые полуэмпирические оценки показали, что для их образования нужны более высокие давления. В настоящее время проводится строгий расчет этих давлений методом эволюционного поиска структур, получены предварительные результаты.

*Работа поддержана грантом РФФ № 22-22-00806.*

**ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
ТУГОПЛАВКИХ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ  
СИСТЕМЫ  $Al_xNb_{40}Ti_{40}V_{20-x}$**

**Панина Е.С.<sup>1</sup>, Юрченко Н.Ю.<sup>1</sup>, Тожибаев А.А.<sup>1</sup>, Новиков В.Ю.<sup>2</sup>,  
Салищев Г.А.<sup>1</sup>**

<sup>1</sup> *Лаборатория объемных наноструктурных материалов, НИУ «БелГУ»,  
г. Белгород*

<sup>2</sup> *Центр коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ",  
г. Белгород*  
[panina\\_e@bsu.edu.ru](mailto:panina_e@bsu.edu.ru)

Тугоплавкие высокоэнтропийные сплавы представляют новый класс перспективных материалов для возможного применения в аэрокосмической промышленности. Существуют такие сплавы, в основном, из тугоплавких металлов, однако для увеличения пластичности часто применяется алюминий. В последних исследованиях утверждается, что добавление алюминия часто сопровождается образованием упорядоченной В2 фазы. В2 интерметаллидные соединения демонстрируют привлекательные механические свойства для высокотемпературных применений; часто имеют высокую прочность, а также высокую сопротивляемость к окислению. Если свойства и механизмы деформации В2 соединений в простых системах изучены достаточно хорошо, то для композиционно-сложных В2 фаз, которые нередко встречаются в тугоплавких высокоэнтропийных сплавах, необходимы более детальные исследования, т.к. В2 фаза может служить основой или упрочнителем для перспективных жаропрочных сплавов.

На основе литературных данных и метода CALPHAD была выбрана система сплавов  $Al_xNb_{40}Ti_{40}V_{20-x}$  ( $x = 0; 5; 10; 15; 20$  ат.%), для которой предсказывалась широкая однофазная область на фазовой диаграмме. Сплавы этой системы продемонстрировали высокие технологические свойства. Прокатанные образцы сплавов подвергались отжигам для формирования однофазной рекристаллизованной структуры. В работе обсуждается влияние В2 упорядочения на структуру и механические свойства за счет увеличения содержания алюминия в системе сплавов  $Al_xNb_{40}Ti_{40}V_{20-x}$  ( $x = 0; 5; 10; 15; 20$  ат.%).

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФ №21-79-10043 (<https://rscf.ru/project/21-79-10043/>). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ", деятельность которого финансово поддерживается Министерством науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF---2296.61321X0030).*

## ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОВОГО СОСТАВА НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДАВЛЕНИЯ В СЫПУЧЕЙ СРЕДЕ (НА ПРИМЕРЕ ПЕСКА)

Антанович А.А.

ФГБУН Институт физики высоких давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН, Москва, Россия  
[antanov@hppi.troitsk.ru](mailto:antanov@hppi.troitsk.ru)

Сыпучие материалы в различных ситуациях могут проявлять свойства жидкости (текучесть), твердого тела и даже газа (эффект Лейденфроста). Одним из наиболее известных сыпучих веществ является обычный кварцевый песок, морской, речной или карьерный. Кроме известных промышленных применений, песок используют также в технике высоких давлений как среду, передающую давление на обрабатываемые материалы, в различных технических устройствах. При этом возникает вопрос о распределении давления в сыпучей среде в замкнутом объеме при внешнем силовом воздействии. Известно, что из-за внутреннего трения между частицами песка и трения со стенками емкостных устройств высокого давления давление сыпучих материалов на дно и стенки этих устройств уменьшается с расстоянием от поверхности приложения внешнего силового воздействия. Мы провели ряд экспериментальных исследований по распределению осевого и бокового давления песка в аппарате высокого давления типа «цилиндр-поршень» при внешней нагрузке 50 МПа [1-2]. При этом использовали сухой сеяный песок с размером частиц 0.2-0.7 мм. После такого воздействия зерновой состав изменился за счет увеличения доли мелких частиц и уменьшения доли крупных, что связано, естественно, с разрушением преимущественно крупных частиц.

В настоящей работе были продолжены аналогичные эксперименты при использовании промышленного песка с размерами зерен  $< 2.5$  мм, а также шести его отдельных сеянных фракций от 2.5/1.6 до 0.45/0.315. Для этого песка и его отдельных фракций были измерены значения давления песка на дно аппарата высокого давления «цилиндр-поршень» с диаметром цилиндра 150 мм при расстоянии от плоскости поршня до дна цилиндра 104 мм и воздействии на поршень усилия, соответствующего начальному давлению 50 МПа. Для измерения давления использовались датчики, основанные на заранее определенной зависимости степени пластической деформации таблетки алюминия от прилагаемого к ней усилия [1].

Считается, что снижение давления сыпучей среды на дно цилиндрической емкости под действием только собственного веса, кроме геометрических параметров этой емкости, зависит только от произведения коэффициентов внутреннего трения и бокового давления и практически не зависит от зернистости сыпучей среды. Для песка, это произведение, равно  $tg\phi tg^2(45^\circ - \phi/2)$ , где  $\phi$  – угол естественного откоса, при углах естественного откоса песка от  $30^\circ$  до  $25^\circ$  в зависимости от крупности песка изменяется всего на 2 % от 0.192 до 0.189.

Однако, как показали наши эксперименты, при внешнем воздействии на песок в замкнутом объеме распределение давления в песке начинает зависеть от его зернового состава. Это связано с процессами хрупкого разрушения частиц и последующего уплотнения материала. Причем для различных фракций конкретного песка характеры этих процессов могут различаться. Для выбранного сорта песка и его отдельных фракций были определены фракционные зерновые составы после проведения каждого эксперимента.

1. Антанович А.А. // Материалы Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» - Витебск - 2022 г. - с. 80-82.
2. Антанович А.А. // Материалы Международной конференции «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование» - Ялта – 2022 г. - с. 467-472.

## ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТУГОПЛАВКИХ ВЫСОКО/СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С УПОРЯДОЧЕННОЙ B2 СТРУКТУРОЙ

**Юрченко Н.Ю., Панина Е.С., Тожибаев А.А., Новиков В.Ю., Клименко Д.Н.,  
Салищев Г.А.**

*ФГАОУ ВО «Белгородский государственный национальный исследовательский  
университет», НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия*  
[\\*yurchenko\\_nikita@bsu.edu.ru](mailto:yurchenko_nikita@bsu.edu.ru)

Высоко/среднеэнтропийные сплавы на основе тугоплавких металлов (тугоплавкие В/СЭСы) рассматриваются в качестве перспективной замены существующих жаропрочных материалов [1]. Тугоплавкие В/СЭСы обычно состоят из элементов 4-6 групп с возможными добавками Al, Si, C. Введение Al может приводить к формированию B2 структуры, которая оказывает значительное влияние на механические свойства. Тугоплавкие В/СЭСы с B2 структурой, как правило, обладают хорошей высокотемпературной прочностью, но крайне низкой пластичностью при комнатной температуре [2]. Между тем, некоторые тугоплавкие B2 В/СЭСы показывают значительное удлинение до разрушения при отсутствии деформационного упрочнения [3].

В данной работе обсуждаются различия в механических свойствах тугоплавких В/СЭСов с B2 структурой с точки зрения особенностей протекания пластической деформации. В частности, показано, что заметное влияние на характер дислокационного скольжения может оказывать степень упорядочения B2 фазы. Для сплавов с высокой степенью упорядочения присущи диссоциированные супердислокации, которые вызывают температурную аномалию предела текучести. В свою очередь, в сплавах с низкой степенью упорядочения наблюдается локализация дислокационного скольжения в микрополосках вследствие деформационно-индуцированного разупорядочения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФ №21-79-10043 (<https://rscf.ru/project/21-79-10043/>). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ", деятельность которого финансово поддерживается Министерством науки и высшего образования РФ в рамках соглашения № 075-15-2021-690 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0030).*

### Список литературы

1. Senkov O. N. [и др.]. Development and exploration of refractory high entropy alloys - A review // Journal of Materials Research. 2018. № 19 (33). P. 3092–3128.
2. Yurchenko N. Y. [и др.]. Structure and mechanical properties of B2 ordered refractory AlNbTiVZrx (x = 0–1.5) high-entropy alloys // Materials Science and Engineering A. 2017. V. 704. P. 82–90.
3. Zhrebtsov S. [и др.]. Gum-like mechanical behavior of a partially ordered Al<sub>5</sub>Nb<sub>24</sub>Ti<sub>40</sub>V<sub>5</sub>Zr<sub>26</sub> high entropy alloy // Intermetallics. 2020. V.116. P. 106652.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti-50,7 АТ.%Ni, ПОДВЕРГНУТОМ РАДИАЛЬНОЙ-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКЕ

Полякова К.А., Чекунова Г.А.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия  
[vachiyar@yandex.ru](mailto:vachiyar@yandex.ru)

Сплавы с памятью формы (СПФ) являются перспективными материалами в машиностроении и медицине. Наиболее популярным в этой группе сплавов является сплав никелид титана (Ti–Ni). Термомеханическая обработка является эффективным способом регулирования структурного состояния, фазовых превращений и соответственно функциональных и механических свойств. Температурный интервал восстановления формы является важным критерием для применения данных сплавов: расширение этого температурного интервала позволяет расширить область применения СПФ Ti–Ni. Изменение температурного интервала восстановления формы зависит от химического состава сплава, параметров термомеханической и термической обработки, термоциклирования, а также от схемы деформации (растяжение, изгиб, сжатие) и др. Цель работы изучить влияние термической и термоциклической обработки на температуры мартенситных превращений в сплаве Ti–50,7 ат.%Ni, подвергнутом радиально-сдвиговой прокатке.

В работе исследовали влияние режимов термической и термоциклической обработки в интервале температура 450–650°C, 1-10 ч, а также с последующим старением при температуре 450 °C, 1-10 ч на температуры мартенситных превращений. Исходный материал – горячекатаный пруток сплава Ti–50,7 ат.%Ni, полученный радиально-сдвиговой прокаткой. Температуры мартенситных превращений определяли методом дифференциально-сканирующей калориметрии в интервале от минус 100 °C до плюс 100°C, со скоростью нагрева/охлаждения 10 °C/мин. Термоциклирование проводили не менее 100 циклов по схеме жидкий азот – кипяток.

Полученные результаты позволяют заключить, что температура и время отжига в сплаве Ti–50,7 ат.%Ni, подвергнутом радиально-сдвиговой прокатке влияют на характеристические температуры мартенситных превращений. Увеличение времени отжига при 450 °C от 1 до 10 ч приводит к уменьшению стадийности прямых мартенситных превращений от 3-х (1 час) до 2-х (5 и 10 часов). Рекристаллизационный отжиг при 650°C, 1 ч и последующее старение при 450°C, 5 – 10 часов приводит к двухстадийному мартенситному превращению при охлаждении. Термоциклирование приводит к понижению температуры начала мартенситного превращения  $A_n$ . Наиболее узкий температурный интервал  $A_n-A_k \sim 10^\circ\text{C}$  реализуется после отжига 450°C, 1–10 ч и последующего термоциклирования; а также после рекристаллизационного отжига 650°C, 1ч и последующего старения при 450°C, 5 ч и термоциклирования. Наиболее широкий температурный интервал  $A_n-A_k \sim 60^\circ\text{C}$  наблюдается после рекристаллизационного отжига 650°C, 1 ч с последующим старением 450°C, 1 ч и термоциклированием.

Полученные результаты могут быть использованы при проведении фундаментальных исследований, а также при разработке и производстве функциональных устройств на основе никелида титана.

*Работа выполнена при поддержке Гранта Президента № МК-5266.2022.4.*

## ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ НИКЕЛЯ В ЦИНКОВЫЙ РАСПЛАВ НА КОЭФФИЦИЕНТ ВЗАИМНОЙ ДИФФУЗИИ ЖЕЛЕЗА И ЦИНКА ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ПОКРЫТИЯ

Розенштейн Е.О., Добычина О.С., Бондарева О.С.

*Самарский национальный исследовательский университет им. ак.С.П.Королева,  
Самара, Россия  
[osbond@yandex.ru](mailto:osbond@yandex.ru)*

Основным направлением научных исследований в сфере горячего цинкования является легирование цинкового расплава с целью получения более качественных и более тонких покрытий на стали. Одной из самых перспективных легирующих добавок в расплав является никель [1]. При стандартной температуре цинкования 450°C в покрытии образуются фазы  $\delta$ ,  $\zeta$ , и  $\eta$ . Каждая фаза имеет свою химическую формулу и кристаллическую решетку, отличную от решеток железа и цинка, и образуется по механизму реактивной диффузии. Целью работы было исследование влияния добавки 0,05% Ni в цинковый расплав на взаимную диффузию Fe и Zn при формировании структуры покрытия, получаемого методом погружения в расплав при температуре 450°C.

Установлено, что рост цинкового покрытия определяется  $\zeta$ -фазой и описывается параболическим законом. Степень уравнивания аппроксимирующей параболической функции составила 1/5, что объясняется сильным влиянием диффузии по границам зерен на процесс объемной диффузии. Диффузионные расчеты основывались на использовании уравнения второго закона Фика, который описывает процесс нестационарной диффузии, когда концентрация диффундирующего вещества в любой точке изменяется в зависимости от времени [2,3]. Проведен расчет коэффициента взаимной диффузии железа и цинка в  $\zeta$ -фазе двумя способами: по толщине диффузионного слоя и методом вероятностной диаграммы. Полученные результаты хорошо согласуются между собой. Показано, что в чистом цинковом расплаве значение коэффициента диффузии в  $\zeta$ -фазе максимально при времени цинкования 1 минута и составляет 1-1,2 мкм<sup>2</sup>/сек. С увеличением времени выдержки коэффициент диффузии уменьшается до 0,4 мкм<sup>2</sup>/сек и при времени цинкования 3-5 минут практически не изменяется. При цинковании в расплаве с добавкой 0,05% никеля характер изменения коэффициента диффузии имеет принципиальное отличие только при времени выдержки 1 минута: он в 2,5 раза меньше, чем в чистом расплаве и составляет 0,3-0,5 мкм<sup>2</sup>/сек. Это означает, что никель выступает в роли диффузионного барьера и оказывает тормозящее действие на процесс взаимной диффузии железа и цинка.

Установленные закономерности диффузионных процессов позволят эффективно управлять структурообразованием покрытия, а также существенно повысить эффективность поиска новых легирующих добавок для цинкового расплава.

1. Kania, H.; Mendala, J.; Kozuba, J.; Saternus, M. Development of Bath Chemical Composition for Batch Hot-Dip Galvanizing—A Review. // *Materials* 2020, 13, P.4168.
2. Мамедов А.Т., Аббасов Э.О., Ханкишиев И.А. Аналитическое решение уравнений диффузии в многокомпонентных системах при нанесении диффузионных покрытий // *Вестник машиностроения*. 2021, 8. С. 3-9.
3. Лобанов М.Л., Методы определения коэффициентов диффузии. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2017. с.16-17

**ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ti–Al–V–Mo****Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Забудченко О.В.***Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
[grabg@ispms.ru](mailto:grabg@ispms.ru)

Известным методом снижения температуры проявления сверхпластических свойств титановыми сплавами является формирование в их объеме ультрамелкозернистой структуры. Титановые сплавы с такой структурой проявляют сверхпластические свойства при температурах на 200–250 К ниже по сравнению с мелкозернистыми сплавами (размер зерен в диапазоне 2–10 мкм). Растворенный водород способен повлиять на реализацию сверхпластического состояния в титановых сплавах с ультрамелкозернистой структурой. Связано это с тем, что растворенный в титановом сплаве водород, являясь стабилизатором более пластичной  $\beta$ -фазы, может увеличить ее объемную долю в сплаве, повысить скорость зарождения и подвижность дислокаций в процессе аккомодации зернограничного скольжения и, находясь на границе зерна, изменить ее энергию и подвижность.

В работе проведены сравнительные исследования эволюции структурно-фазового состояния и развития пластической деформации в ультрамелкозернистых титановых сплавах Ti–3.1Al–4.5V–4.9Mo–0.002H и Ti–3.1Al–4.5V–4.9Mo–0.3H (далее сплавы VT16 и VT16-H) в условиях сверхпластичности при температурах 823–923 К.

Ультрамелкозернистая структура в обоих сплавах была сформирована одним из методов интенсивной пластической деформации (ИПД) по схеме одноосного сжатия со сменой оси деформации при температурах 1023 и 923 К в изотермических условиях на воздухе. В результате ИПД в сплавах VT16 и VT16-H формируется зеренно-субзеренная ультрамелкозернистая структура со средним размером элементов соответственно ~0.45 и ~0.43 мкм и содержанием  $\beta$ -фазы ~35 и ~54 об. %.

В исследованном интервале температур оба сплава проявляют сверхпластические свойства. В процессе деформации в условиях сверхпластичности в ультрамелкозернистых сплавах VT16 и VT16-H наблюдаются такие процессы, как рост зерен, образование крупных агломераций зерен  $\beta$ -фазы и фазовое превращение  $\beta \rightarrow \alpha$ , которое сопровождается перераспределением легирующих элементов. При этом рост зерен и образование крупных агломераций зерен  $\beta$ -фазы более активно развиваются в сплаве VT16 по сравнению со сплавом VT16-H.

Способность водорода перераспределяться в объеме материала под действием полей упругих напряжений, образуя скопления в наиболее напряженных участках, приводит при растяжении к локализации пластической деформации на макроуровне и, как следствие, уменьшению величины удлинения до разрушения сплава VT16-H по сравнению со сплавом VT16 при соответствующих температурах. Величина удлинения до разрушения сплава VT16 монотонно увеличивается с повышением температуры в интервале 823–923 К. Наибольшее удлинение до разрушения сплава VT16-H наблюдается при температуре 873 К.

Дегазация водорода из сплава в процессе растяжения в исследуемом интервале температур приводит к активизации фазового превращения  $\beta \rightarrow \alpha$  и связанного с ним диффузионного перераспределения легирующих элементов. Эти процессы являются дополнительными механизмами аккомодации зернограничного скольжения и способствуют достижению большего удлинения до разрушения сплава VT16-H.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0004.*



## ВЗАИМНАЯ ДИФфуЗИЯ В СИСТЕМЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ: Ti / ЭКВИАТОМНЫЙ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЙ СПЛАВ (Hf–Nb–Ta–Ti–Zr–Mo)

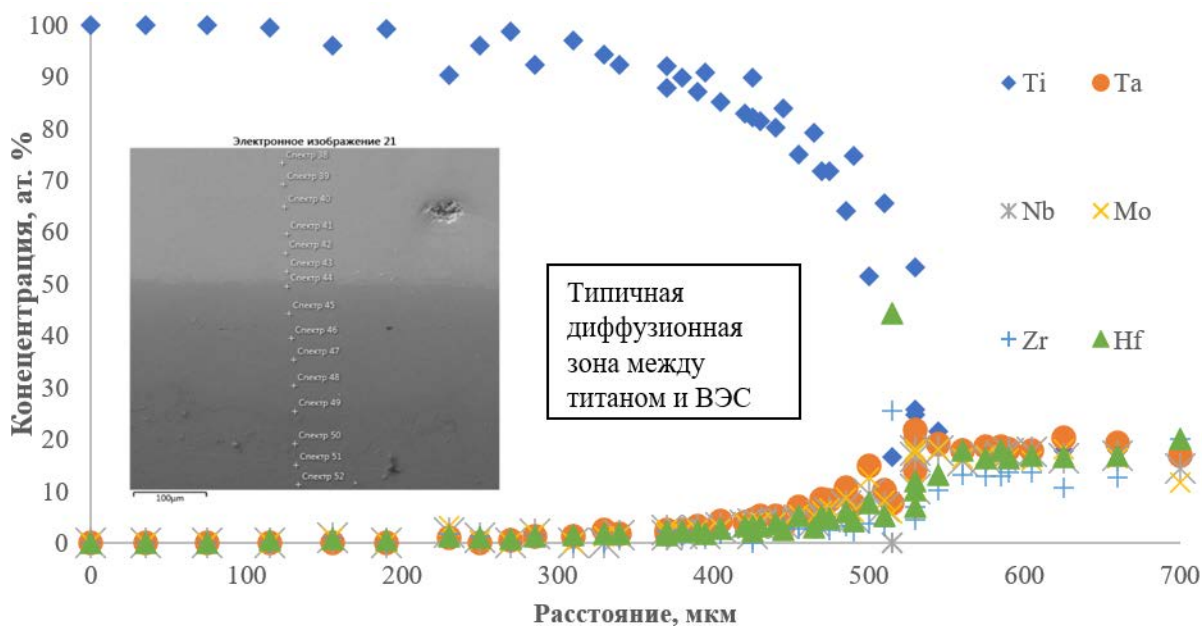
Разумовский М. И., Бокштейн Б.С.

*Кафедра физической химии, Национальный исследовательский  
технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия  
[razmikhail@gmail.com](mailto:razmikhail@gmail.com)*

Работа посвящена исследованию особенностей взаимной диффузии в многокомпонентных (высокоэнтропийных) сплавах (ВЭС) на основе тугоплавких металлов. В качестве объекта диффузионного исследования была выбрана следующая пара: титан–эквиатомный сплав (Hf–Nb–Ta–Ti–Zr–Mo).

Доклад включает приготовление образцов, исследование микроструктуры, методику подготовки образцов для исследования диффузии и экспериментальные результаты. Диффузионные отжиги были проведены в течение 12, 9 и 6 часов в вакууме с остаточным давлением аргона  $6,65 \cdot 10^{-3}$  Па при температурах 1200, 1300 и 1400 °С.

В докладе приводятся результаты расчёта коэффициентов диффузии (рис.1) в объёме элементов сплава в титане по методам [1,2]: Матано-Больцмана, Грубе и метода, учитывающего положение границы раздела между компонентами диффузионной пары. Проведено сравнение полученных результатов между собой.



**Рис. 1.** Суммарный диффузионный профиль пары титан-ВЭС после отжига при 1300 °С в течение 9 часов, полученный методом рентгеноспектрального микроанализа и типичный вид диффузионной зоны (изображение SEM)

1. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах. — М.: ЛЕНАНД, 2019.
2. Mehrer H. Diffusion in Solids. Berlin Heidelberg: Springer-Verlag, 2007.

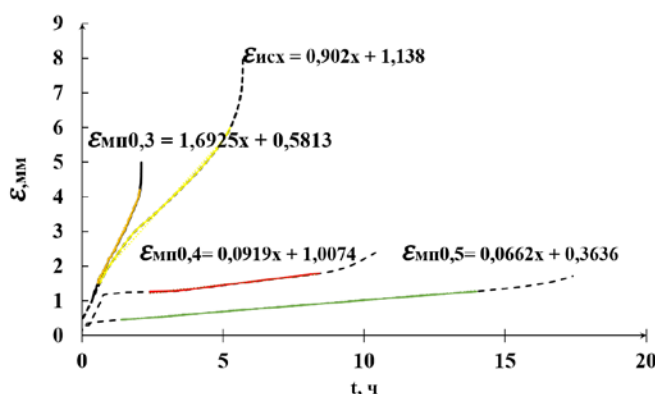
## ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ С ИНДУКЦИЕЙ ДО 0,5Тл НА СКОРОСТЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ СВИНЦА

\*Серебрякова А.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия  
[aserebrakova87@gmail.com](mailto:aserebrakova87@gmail.com)

Одним из актуальных направлений материаловедения и физики конденсированного состояния является влияние внешних энергетических воздействий на деформационное поведение металлов и сплавов [1]. В данной работе исследовано влияние магнитного поля (МП) на процесс ползучести свинца. Ранее были исследованы титан, медь и алюминий, ползучесть свинца в МП остается малоисследованной, что обуславливает актуальность данной работы.

В качестве материала для исследований использован свинец (проволока диаметром 2 мм) 99,98 % чистоты, содержание примесей не превышало 0,12 %. Процесс ползучести исследовали на установке, разработанной и изготовленной в СибГИУ, оснащенной электромагнитом и датчиком движения. Значения индукции МП регулировались путем изменения силы тока в катушках и составили: 0,3Тл, 0,4Тл и 0,5Тл. Обработка массива данных полученных в ходе эксперимента проводилась в Excel и Origin



**Рис. 1.** Кривые и скорости ползучести на линейной стадии без воздействия магнитного поля ( $\epsilon_{исх}$ ) и при воздействии магнитного поля 0,3Тл ( $\epsilon_{мп0,3}$ ), 0,4Тл ( $\epsilon_{мп0,4}$ ) и 0,5Тл ( $\epsilon_{мп0,5}$ ).

установить, что при  $B = 0,3$  Тл, скорость ползучести увеличилась на 87%, а при  $B = 0,4$  и 0,5 Тл скорость ползучести снижается по сравнению с значением без воздействия МП на 94% и 97% соответственно. Таким образом, можно заключить, что обнаруженный эффект влияния МП неоднозначен и меняется в зависимости от значений индукции МП. Подобный немонотонный характер динамики деформационного поведения был обнаружен при исследовании микротвердости кристалла при воздействии магнитного поля [2].

1. Краев М.В., Краева В.С. Пластическая деформация металлов и сплавов с применением постоянного магнитного поля // Материалы 6-й международной конференции «Космические технологии: настоящее и будущее». - 2017. - с.75
2. Yu.I. Golovin, R.B. Morgunov, D.V. Lopatin, et al., Reversible and irreversible changes in the plastic properties of NaCl crystals caused by the action of a magnetic field. FTT. 11 (1998) 2065-2068

## ВЛИЯНИЕ Ni НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА Ti-4Al-3Mo-1V-0.1B

Постникова М.Н., Яковцева О.А., Котов А.Д., Михайловская А.В.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

[sitkina.m@misis.ru](mailto:sitkina.m@misis.ru)

Необходимым условием проведения сверхпластической формовки промышленных титановых сплавов являются высокие температуры (800-900 °С) процесса, что отрицательно сказывается на качестве поверхности изготовленных деталей в связи с интенсивными окислительными процессами. Соотношение объемных долей  $\alpha/\beta$ -фаз влияет на температурный интервал проявления сверхпластичности титановых сплавов. Достижение достаточной объемной доли  $\beta$ -фазы 20-50% при низких температурах возможно при помощи легирования  $\beta$ -стабилизаторами, особенно с высокой диффузионной способностью (Ni, Fe, Co).

В работе были исследованы сплавы с разным содержанием Ni: Ti-4Al-3Mo-1V-(0.5/0.9/1.8Ni)-0.1B (масс.%). Ni, как легирующий элемент представляет большой научный и промышленный интерес в связи с его высокой диффузионной активностью в титане, а также с возможностью получать новые сплавы с повышенными механическими характеристиками. Слитки получали методом аргонодуговой плавки, затем закаляли из  $\beta$ -области и проводили горячую прокатку в  $(\alpha+\beta)$ -области для формирования ультрамелкозернистой структуры. Эволюцию микроструктуры, размеры зерен и объемные доли  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз исследовали после отжига в вакуумной печи в интервале температур 625–850 °С. Микроструктура сплавов с 0.5%Ni, 0.9%Ni, 1.8%Ni состояла преимущественно из равноосных мелких зерен со средним размером от 1.0 до 2.0 мкм для  $\alpha$ -фазы и от 0.5 до 1.3 мкм для  $\beta$ -фазы (рис.1 а, б). Температурный диапазон оптимальных объемных долей  $\alpha/\beta$ -фаз смещался в сторону более низких температур с увеличением концентрации Ni по сравнению со сплавом без Ni (рис.1 в).

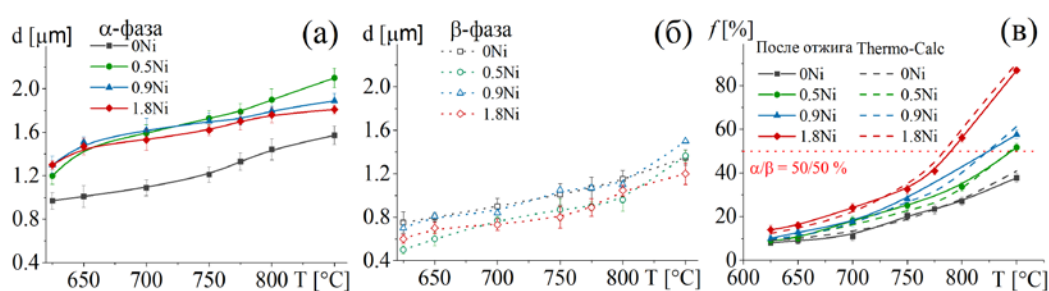


Рис. 1. Средний размер зерен  $\alpha$ -фазы (а),  $\beta$ -фазы (б), объемная доля  $\beta$ -фазы (в) в интервале температур отжига 625–850 °С

Для определения показателей сверхпластичности проводили испытания на одноосное растяжение с пошаговым снижением скорости  $5 \times 10^{-2}$  до  $5 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ , а также с постоянной скоростью деформации  $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  при температурах 625-775 °С. Легирование Ni способствовало повышению показателей сверхпластичности: значения показателя скоростной чувствительности  $m$  увеличились с 0.35–0.40 до 0.5–0.6, а относительные удлинения увеличились с 200–350% до 500–1000%. Сплавы содержащие 0.9–1.8%Ni демонстрировали высокие удлинения (500–800%) и при пониженной температуре 625 °С.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ проекта № 21-79-10380.

**ДИСЛОКАЦИОННОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ CdWO<sub>4</sub>****Орлов В.И., Редькин Б.С., Колесников Н.Н.**

*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна Российской академии наук  
РФ, г. Черноголовка,  
[orlov@issp.ac.ru](mailto:orlov@issp.ac.ru)*

Несмотря на то, что первая работа по люминесценции монокристаллов вольфрамата кадмия CdWO<sub>4</sub> появилась в 1948 г. интерес к этому материалу не ослабевает до сих пор. Это связано с тем, что они являются отличными сцинтилляторами и имеют огромный потенциал в качестве детекторов  $\gamma$ - и рентгеновского излучения. Монокристаллы CdWO<sub>4</sub> находят все более широкое применение в компьютерной томографии и приборах радиационного контроля.

Однако они хрупки и, как следствие, сложны в обработки. Понимание механизмов деформации и разрушения необходимо для улучшения технологии выращивания кристаллов и возможности изготовления этих кристаллов определенной формы. В данной работе исследуется поведение при пластической деформации и разрушении монокристаллов CdWO<sub>4</sub> с использованием методов микроиндентирования.

Кристаллы CdWO<sub>4</sub> выращивались методом Чохральского из расплава в платиновом тигле на воздухе. Направление роста нормально к плоскости спайности (010). Кристаллы деформировались методом микроиндентирования, которое осуществлялось с помощью специальной приставки к оптическому микроскопу Neophot-2 при комнатной температуре. Индентором служила алмазная пирамида Виккерса.

Вдавливание индентора в поверхность кристаллов приводило к формированию отпечатка, вокруг которого обнаруживались не только линии скольжения, но и радиальные и латеральные трещины. Это свидетельствует о хрупко-пластичном характере процесса формирования отпечатка. Был проведен кристаллографический анализ расположения линий скольжения вокруг отпечатка на трех взаимно перпендикулярных плоскостях (001), (010) и (100). Симметрия их расположения свидетельствует о том, что они образованы за счет процессов сдвига по плоскостям типа {100} и {010}. Кроме того, на плоскости (100) около отпечатка наблюдаются двойники с плоскостью двойникования типа {110}.

Избирательное химическое травление показало, что линии скольжения имеют дислокационную природу. Была изучена зависимость пробега лидирующих дислокаций в лучах розетки укола индентора от нагрузки на индентор и температуры в интервале от 300 до 1073К. Проведена оценка параметров подвижности дислокаций: показателя степени  $m \sim 0,7$ , характеризующего зависимость скорости дислокаций от напряжения и энергии активации движения дислокаций  $E \approx 0.2 \pm 0.1$  эВ.

Распределение ростовых дислокаций на плоскости скола (010) имеет крайне неоднородный характер. Наблюдаются как области с высокой плотностью дислокаций  $\sim 10^6$  см<sup>-2</sup>, так и области практически свободные от ростовых дефектов.

*Работа частично выполнена в рамках государственного задания ИФТТ РАН и при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках выполнения работ по гранту № 075-15-2021-1362 (договор № 8418.21.11)*

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА Al–20%Si, ПОДВЕРГНУТОГО ДВУХЭТАПНОЙ ОБРАБОТКЕ

Шлярова Ю.А.<sup>1</sup>, Загуляев Д.В.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Шляров В.В.<sup>1</sup>, Прудников А.Н.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

В качестве материала исследования использовали образцы заэвтектического сплава Al-20%Si: Al – 78,52%; Si – 20,28%; Fe – 1,14%; Cu – 0,072%, Mn – 0,015%; Ni – 0,006%; Ti – 0,006%; Cr – 0,001%.

Модифицирование поверхностного слоя силумина осуществляли в два этапа. На первом этапе проводили электровзрывное легирование сплава Al-20%Si, в качестве материала взрывааемых проводников использовали алюминиевые фольги, в качестве порошковой навески выступал Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. На втором этапе осуществляли облучение модифицированной поверхности импульсным электронным пучком. Режимы двухэтапной обработки представлены в таблице 1.

Таблица 1. Режимы электровзрывного легирования и последующая обработка электронным пучком

№ режима	Масса алюминиевой фольги, m <sub>Al</sub> (мг)	Масса порошка Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , m <sub>Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub></sub> (мг)	Напряжение разряда, U (кВ)	Плотность энергии пучка электронов, Дж/см <sup>2</sup>	Энергия ускоренных электронов, кэВ	Длительность импульса пучка электронов, мкс	Количество импульсов тока	Частота следования импульсов, с <sup>-1</sup>
1	58,9	58,9	2,8	35	18	150	3	0,3
2	58,9	88,3	2,6	25				

Морфологию модифицированного слоя сплава Al–20%Si изучали методами просвечивающей электронной микроскопии фольг, приготовленных из пластинок, вырезанных из объемных образцов перпендикулярно поверхности обработки. Установлено, что независимо от режима модифицирования формируется многослойная структура: поверхностный слой (слой I) и промежуточный слой (слой II). Поверхностный слой I сформирован частицами округлой формы, размеры которых изменяются в пределах ≈ 10-20 нм. Толщина данного слоя изменяется в пределах ~ 1 мкм. Можно предположить, что данные частицы являются порошком оксида иттрия или порошком оксида иттрия, модифицированным в результате взаимодействия с расплавленным поверхностным слоем подложки. Промежуточный слой (слой II) имеет структуру высокоскоростной ячеистой кристаллизации, характерной для структуры силумина, обработанного импульсным электронным пучком в режиме плавления поверхностного слоя. Данный слой характеризуется присутствием включений глобулярной формы, которые сформированы наноразмерными округлыми частицами. Можно предположить, что данные включения являются конгломератами частиц оксида иттрия. Толщина данного слоя составляет 30-40 мкм и увеличивается с ростом плотности энергии пучка электронов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

**Громов В.Е.<sup>1</sup>, Юрьев А.А.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Ефимов М.О.<sup>1</sup>, Панченко И.А.<sup>1</sup>,  
Кормышев В.Е.<sup>1</sup>, Шлярова Ю.А.<sup>1</sup>**

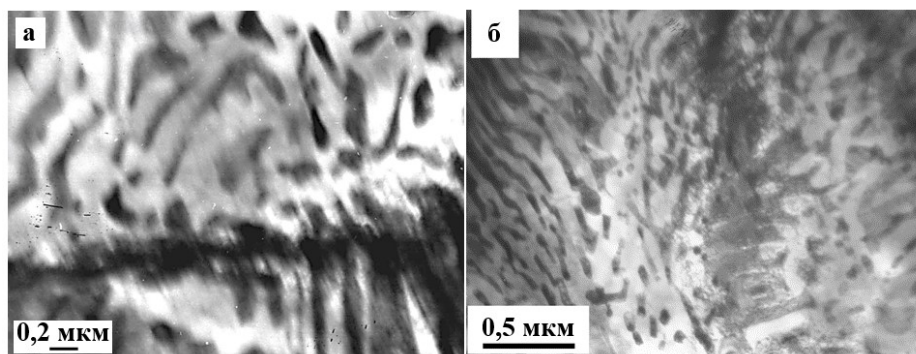
<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*

<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

Материалом исследования являлись образцы дифференцированно закаленных рельсов категории ДТ350 из стали марки Э76ХФ производства АО «Евраз-ЗСМК» после пропущенного тоннажа 1770 млн. т брутто в процессе полигонных испытаний на Экспериментальном кольце АО «Всероссийский научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта» (г. Щербинка).

Независимо от направления исследований структура рельсов на глубине 10 мм и более после пропущенного тоннажа 1770 млн. тонн представлена зернами перлита преимущественно пластинчатой морфологии.

Проведена количественная оценка параметров микроструктуры зерен перлита, проанализированы частотные распределения величины перлитных колоний и межпластинчатого расстояния в них вдоль центральной оси симметрии головки и радиуса скругления рабочей выкружки. Методами ПЭМ проведена классификация структурных состояний зерен перлита: зерна перлита пластинчатого с искривленными пластинами цементита (рис. 1, а); вырожденный перлит (рис. 1, б); зерно структурно свободного феррита.



**Рис. 1.** Электронно-микроскопическое изображение зерен вырожденного перлита металла головки

Скалярная плотность хаотически распределенных дислокаций вдоль центральной оси составляет  $\langle \rho \rangle = 2,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ , а вдоль радиуса скругления выкружки оси  $\langle \rho \rangle = 3,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Выявлено присутствие изгибных контуров экстинкции, свидетельствующих о кривизне кручения фольги, указывающее на существование внутренних полей напряжений. Источниками полей напряжения являются границы раздела пластин цементита и феррита, частицы цементита в колониях вырожденного перлита и границы раздела колоний перлита и перлитных зерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 19-32-60001) и в рамках государственного задания (шифр темы 0809-2021-0013).*

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛА ПРИ ВНЕШНЕМ КРАТКОВРЕМЕННОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Гостевская А.Н.<sup>1</sup>, Маркидонов А.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup>Кузбасский гуманитарно-педагогический институт Кемеровского государственного университета, Новокузнецк, Россия

[lokon1296@mail.ru](mailto:lokon1296@mail.ru)

В результате воздействия на металл ультракороткими сверхмощными лазерными импульсами создаются уникальные физические условия – высокая скорость нагрева материала и объемный механизм выделения энергии лазерного излучения. Все это приводит к тому, что конденсированная среда нагревается до температур, превышающих равновесное значение, как температуры плавления, так и температуры испарения. Длительность воздействия пикосекундных лазерных импульсов сопоставима с характеристическими временами термализации и фазовыми превращениями в материале, но при этом тепловое воздействие вне зоны обработки минимально.

В рамках проводимого исследования изучались структурные изменения, происходящие в материале при высокотемпературном воздействии, в рамках молекулярно-динамического моделирования. Процесс моделирования состоял из двух этапов. На начальном этапе расчетная ячейка подвергалась неравномерному нагреву в течение 10 пс модельного времени, ПОСЛЕ чего следовал второй этап, заключающийся в неравномерном охлаждении в течение 20 пс, при котором температура расчетной ячейки устанавливалась. Нами было проведено моделирование расчетных ячеек, содержащих границы раздела различной кристаллографической ориентации. Стоит отметить, что с точки зрения квазитермодинамического подхода к описанию образования новой фазы в конденсированной среде, формирование флуктуационным путем зародыша поры («фазы пустоты») с размером, превышающим некоторое критическое значение, определяемое удельной поверхностной энергией, маловероятно. В нашем случае напряженное состояние расчетной ячейки обусловлено неравномерным нагревом, и граница раздела создает собственное поле напряжений, величина которых пропорциональна свободной поверхностной энергии  $\gamma$ . Оказалось, что размеры пор и время их существования при этом также меняются, хотя температура верхних слоев при моделировании межфазных границ различной кристаллографической ориентации меняется пренебрежимо мало. Нами была построена молекулярно-динамическая модель для изучения процессов, происходящих в поверхностных слоях материала при внешнем кратковременном высокоэнергетическом воздействии. Было обнаружено, что в поверхностном слое после прекращения внешнего воздействия свободный объем локализуется в виде группы пор, которые растворяются в процессе усадки. Стабилизировать данные поры можно путем увеличения скорости охлаждения расчетной ячейки. Кроме того, было установлено влияние ориентации межфазной границы «твердое тело - жидкость» на размеры формируемых пор.

*Работа выполнена в рамках государственного задания: 0809-2021-0013*

## ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА Al–Mn–Cu–Zr

Яковцева О.А., Барков Р.Ю., Постникова М.Н.,  
Михайловская А.В.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, РФ  
[yakovtseva.aa@misis.ru](mailto:yakovtseva.aa@misis.ru)

Алюминиевые сплавы широко используемые сплавы практически в любой отрасли промышленности, т.к. обладают высокими механическими и физическими свойствами. Ограничивает применение алюминиевых сплавов достаточно низкая жаропрочность, повысить которую было целью работы. Сплавы системы Al–Cu–Mn–Zr характеризуются высокими свойствами при комнатной и криогенных температурах. Для улучшения жаропрочности данной группы сплавов необходимо максимально пересытить твердый раствор алюминия, что невозможно с помощью традиционного литья с высокими скоростями. Получить высокую степень пересыщения твердого раствора возможно при использовании высокоэнергетической механической обработки в шаровой мельнице, влияние такой обработки исследовано в работе.

Лигатура сплава Al–10%Mn–4%Cu получена литьем, затем переведена в стружку, далее в полученную стружку добавляли чистый Al и Zr и подвергали механическому легированию в течение 7.5 часов в высокоэнергетической планетарной мельнице Retch PM400 со скоростью 300 об/мин. Полученный сплав имел расчетный состав Al–6%Mn–2.6%Cu–5%Zr.

Фазовый состав определяли по рентгенограммам, полученным на дифрактометре D8 Discover (Bruker-AXS) в излучении CuK $\alpha$ . Рентгенофазовым анализом определено наличие алюминиевого твердого раствора и циркония, количество которого уменьшается, что видно по уменьшению интенсивности пиков в процессе размола. Также отмечено наличие фаз Al<sub>6</sub>Mn и Al<sub>3</sub>Zr (D0<sub>22</sub>), интенсивность которых также уменьшается.

Расчет периода решетки и размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) проводили по методу Вильямсона-Холла. При увеличении времени обработки с 2.5 до 7.5 часов расчетный период решетки алюминиевого твердого раствора непрерывно уменьшается с 0.4047 нм до 0.4044 нм, ОКР снижается с 89 $\pm$ 9 нм до 28 $\pm$ 2 нм, что говорит о растворении фаз и измельчении структуры при этом, сохраняются пики от вторых фаз на рентгенограмме.

Теоретически рассчитанный период решетки алюминиевого твердого раствора сплава Al–6%Mn–2.6%Cu–5%Zr, где все легирующие элементы входят в твердый раствор должен быть равным 0.4038 нм. Таким образом анализ говорит о не полной растворимости элементов. Если предположить, что вся медь растворена в твердом растворе, так как пиков от фаз с медью не обнаружено, период решетки (Al) соответствует до 5% растворенных марганца и циркония.

Структура гранул в просвечивающем микроскопе после обработки представлена мелкой фракцией зерен/субзерен. Однако в структуре помимо твердого раствора алюминия присутствуют наноразмерные частицы фазы Al<sub>3</sub>Zr, что согласуется с данными рентгенофазового анализа, т.е. 7.5 часов размола недостаточно, чтобы ввести все элементы в твердый раствор.

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РНФ № 21-79-00273.*



## ВОЗМОЖНОСТИ КВАДРИПОЛЬНО-ДИСКЛИНАЦИОННОЙ МОДЕЛИ В РАСЧЕТЕ ОБУСЛОВЛЕННОГО ОСОБЕННОСТЯМИ АТОМНОГО СТРОЕНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ И СВЯЗАННЫХ С ЭТИМ СОСТОЯНИЕМ ЭФФЕКТОВ

Остриков О.М.

*УО «Белорусский государственный университет транспорта»,  
Гомель, Республика Беларусь  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)*

Металлические стекла находятся в неравновесном состоянии [1], которое может стабилизироваться в результате, например, термической обработки [1, 2]. При этом аморфность атомной структуры нарушается, и материал переходит в стабильное кристаллическое состояние. Неравновесность структуры, не имеющей в атомном строении дальнего порядка, уравнивается внутренними механическими напряжениями, которые с позиции механики деформируемого твердого тела в рамках гипотезы о сплошности среды в работах [2, 3] предложено описывать суперпозицией полей напряжений хаотически распределенных в твердом теле дисклинационных квадруполей.

Напряженное состояние, моделируемое полем напряжений дисклинаций, оказывает существенное влияние на диффузионные процессы, происходящие в конденсированной среде, не имеющей в своей атомной структуре дальнего порядка. Это имеет особое значение для металлических стекол из многокомпонентных сплавов [2]. Поле внутренних механических напряжений перераспределяет атомы в зависимости от их радиуса в области сжатия или растяжения. Это приводит к тому, что при стабилизации структуры в металлическом стекле в областях с избыточной концентрацией атомов одного сорта возможно зарождение нанофаз такого элементного состава, который в кристаллическом материале получить очень сложно.

Неравномерное распределение полей напряжений в аморфном материале, моделируемое квадриполюсно-дисклинационной моделью, при деформировании для зарождения полос сдвига и последующего разрушения делает предпочтительными в металлическом стекле области с наиболее высоким уровнем внутренних напряжений с изменением в результате описанного выше диффузионного процесса элементным составом. Так как нанофазы в состаренном металлическом стекле образуются, как правило, в областях с высоким уровнем напряжений, то можно предположить, что полосы сдвига и трещины зарождаются именно у наноразмерных зерен, включенных в матрицу аморфного материала.

Таким образом, рассмотрены возможности квадриполюсно-дисклинационной модели аморфного материала, суть которой заключается том, что в изотропной среде случайным образом располагаются дисклинационные квадруполи, а не единичные дисклинации. С помощью данной модели впервые решена проблема расчета полей напряжений и распределения легирующего компонента в аморфном сплаве, имеющем сложный состав.

1. Глезер А.М., Молотилов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.
2. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2004. – 134 с.
3. Верещагин М.Н., Остриков О.М. Квадриполюсно-дисклинационная модель аморфного материала // Доклады НАН Беларуси. – 2005. – Т. 49, № 5. – С. 46 – 48.

## ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА ЛОКАЛЬНОГО ДОЗИРОВАННОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ (ИНДЕНТИРОВАНИЯ) В ИССЛЕДОВАНИЯХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

**Остриков О.М.**

*УО «Белорусский государственный университет транспорта», Гомель, Республика Беларусь*  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)

Металлические стекла обладают уникальными физико-механическими свойствами [1], представляющие большой интерес для их практического использования в технических системах нового поколения. Вместе с этим растет актуальность разработки и применения методов исследования особенностей пластической деформации и разрушения металлических стекол. В этом плане хорошо зарекомендовала себя методика локального дозированного деформирования поверхности (индентирования), апробированная и широко применяемая для изучения особенностей пластической деформации монокристаллов [2–5].

Так, методом индентирования аморфных и монокристаллических материалов впервые установлено, что существуют аналогии в развитии негомогенной пластической деформации в аморфных материалах и двойникования типа  $\{110\}\langle 00\bar{1}\rangle$  и скольжения в  $\{11\bar{1}\}$  в монокристаллах висмута и сурьмы, что позволяет утвердить целесообразность в использовании дислокационного подхода в описании сдвиговой деформации аморфных твердых тел; отличительной особенностью в развитии в аморфных материалах полос сдвига типа полукольца является то, что их развитие не ограничено упорядоченностью структуры, как в случае монокристаллов, а происходит вдоль направления действия максимальных сдвиговых напряжений. В связи с этим, чешуйчатые навалы имеют округлую форму, а сдвиги в  $\{11\bar{1}\}$  в монокристаллах висмута формируют у индентора шестиугольник; полосы сдвига в виде лучей развиваются от индентора радиально под разными, случайными по величине, углами друг к другу, а двойники под строго определенными углами, зависящими от параметров кристаллической решетки; как двойникам, так и лучам свойственно ветвление и искривление, что свидетельствует об активном их взаимодействии с дефектами структуры. Механизмы данного взаимодействия имеют схожесть, как в монокристаллах, так и в аморфных материалах.

Полученные результаты существенно расширяют и углубляют физические представления о негомогенной пластической деформации аморфных материалов. Это позволило выявить механизмы развития полос сдвига в аморфных материалах, которые схожи с механизмами формирования и развития краевых и винтовых дислокаций, и предложить дополнительный научно обоснованный аргумент в пользу целесообразности использования дислокационного подхода к описанию процесса негомогенной пластической деформации конденсированных систем, не имеющих дальнего порядка.

1. Глезер А.М., Молотилов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.
2. Остриков О.М. Форма клиновидных двойников в локально деформируемых ионноимплантированных монокристаллах висмута // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2006. – № 9. – С. 5 – 7.
3. Остриков О.М. Особенности зарождения клиновидных двойников у отпечатка пирамиды Виккерса на поверхности (111) монокристаллов висмута // Материаловедение. – 2002. – №1. – С. 17 – 20.
4. Остриков О.М. Использование тонких полипараксилиленовых пленок при исследовании пластической деформации монокристаллов висмута // Прикладная механика и техническая физика. – 2006. – Т. 47, № 4. – С. 162 – 166.
5. Остриков О.М. Сравнительный анализ закономерностей развития сдвиговой пластической деформации в аморфных и монокристаллических материалах при локальном дозированном деформировании их поверхностей // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2006. – № 12. – С. 18 – 21.

## ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Zn–Al–Cu–Mg

Велиханов А.Р.

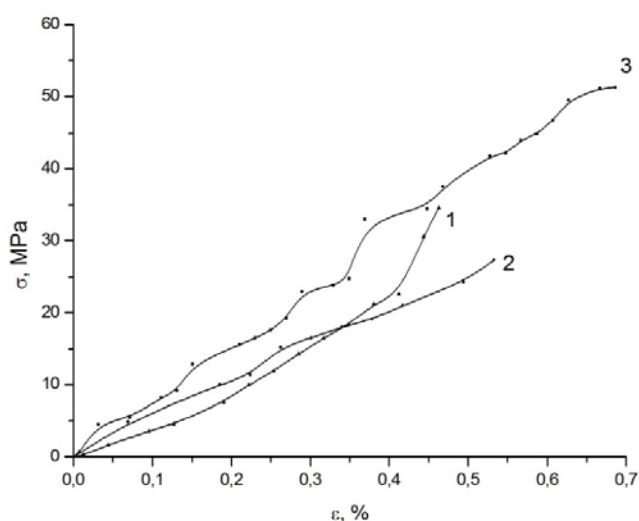
ФГБУН Институт физики ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия,  
[art677@mail.ru](mailto:art677@mail.ru)

Важным требованием к металлическим сплавам применяемых в промышленности является стойкость материалов и оборудования в агрессивных средах, ибо это и определяет срок службы и надежность оборудования. Поэтому целью настоящей работы является установление влияния различных величин слабых магнитных полей и постоянного электрического тока на пластическую деформацию поликристаллического цинкового сплава в динамическом режиме и режиме ползучести, а также на изменение микротвердости.

На рис. приведены кривые сжатия образцов Zn–Al–Cu–Mg электропластически деформируемых (ЭПД) без магнитного поля (МП) (кривая 1) и образцов Zn–Al–Cu–Mg, деформируемых в постоянных магнитных полях с индукцией, соответственно,  $B = 0,086$  Т (кривая 2) и  $B = 0,005$  Т (кривая 3) в динамическом режиме. Сравнение двух серий кривых 2 и 3 показывает, что при действии магнитного поля заметен облегченный деформационный процесс на всех стадиях кривых 1 и 2. Отличительными чертами кривой 3, полученной при минимальном значении магнитного поля 0.005 Т, являются, минимальные значения величин коэффициента упрочнения на всех стадиях и удлинение стадии легкого скольжения.

Замечено, что максимальная степень пластической деформации в магнитном поле с индукцией  $B = 0,005$  Т достигается как в динамическом режиме, так и в режиме ползучести. Наибольшая степень деформации в условиях ЭПД, достигается в магнитном поле 0,005 Т в динамическом режиме и режиме ползучести. Степень деформации в условиях ЭПД в отсутствие магнитного поля незначительно превышает величину ЭПД при максимальном значении магнитного поля 0,086 Т в динамическом режиме. Разница же между этими величинами деформации практически одинакова в режиме ползучести.

Об изменении прочностно-пластических свойств образцов Zn–Al–Cu–Mg после ЭПД в МП так и без него, судили по изменению микротвердости. Для образцов Zn–Al–Cu–Mg, прошедших деформацию в магнитном поле, характерна максимальная твердость в отличие от недеформированного образца и образца подвергнутого только ЭПД. Изменение микротвердости в обоих случаях связывается с изменением плотности свободных зарядов, с которой связано изменение плотности дислокаций.



Кривые сжатия кристаллов Zn–Al–Cu–Mg в условиях ЭПД: 1 – в отсутствие магнитного поля; 2 – в магнитном поле с индукцией  $B = 0.005$  Т; 3 – в магнитном поле с индукцией  $B = 0.086$  Т

## РОЛЬ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В УПРАВЛЕНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Рыклина Е.П.\*, Полякова К.А.\*, Мурыгин С.Р.\*, Комаров С.\*,  
Реснина Н.Н.\*\*\*, Андреев В.А.\*\*\*

\*НИТУ «МИСиС», Москва,

\*\*СПбГУ, 1 Санкт-Петербург,

\*\*\* ИМЕТ РАН, Москва,

\* [ryklina@tmo.misis.ru](mailto:ryklina@tmo.misis.ru)

Стареющие сплавы на основе никелида титана остаются наиболее востребованными, поскольку именно старение позволяет варьировать их структуру и характеристики формовосстановления в широком диапазоне. В работе выявлены закономерности влияния исходной (перед старением) структуры сплава Ti–50,8 ат.% Ni и сформировавшаяся после старения микроструктуры на функционально механические характеристики в широком диапазоне температур. В качестве исходных были выбраны три структурных состояния: (1) развитая дислокационная структура с частичной аморфизацией, сформировавшаяся в результате волочения с накопленной деформацией  $\epsilon = 0.6$ ; (2,3) рекристаллизованная структура с размером зерна 3 мкм и 9 мкм соответственно. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100. Калориметрические кривые записывали с использованием калориметра марки «Mettler Toledo 822<sup>c</sup>». Испытания на растяжение проводили на универсальной разрывной машине «INSTRON 5966» до разрушения со скоростью деформации 20 мм/мин в диапазоне температур  $-196 \leq T \leq 100^\circ\text{C}$ . Исходная структура никелида титана решающим образом определяет микроструктуру, формирующуюся в процессе старения: размер, форму и характер распределения частиц фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>. Это влияние обусловлено различием в плотности дефектов кристаллической решетки в исходной структуре, характере их распределения, а также градиентом концентрации никеля в объеме рекристаллизованного зерна. Исходная структура В2-аустенита и микроструктура старения выраженно влияют на последовательность и стадийность мартенситных превращений.

Эффективность старения с точки зрения воздействия на функционально-механические характеристики определяется особенностями исходной структуры:

– наиболее высокий уровень прочностных характеристик, а также наибольшая разница между дислокационным и фазовым пределами текучести до 1200 МПа реализуется в результате старения при 430°C (10 ч) сплава с исходной развитой дислокационной структурой и частичной аморфизацией;

– функционально-механические характеристики сплава с мелкозернистой структурой изменяются незначительно;

– в материале с исходной крупнозернистой структурой комплекс функционально-механических характеристик существенно повышается.

Старение позволяет обеспечить эквивалентный уровень функционально-механических характеристик никелида в широком температурном интервале титана независимо от размера исходного зерна.

*Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).*

## ТЕРМОКИНЕТИКА И ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА

\*Мурыгин С.Р., Ашимбаев Д.А., Рыклина Е. П.

НИТУ «МИСиС», Москва,

\* [sem.myr@mail.ru](mailto:sem.myr@mail.ru)

Стареющие сплавы на основе никелида титана остаются наиболее востребованными в качестве материалов для разработки интеллектуальных конструкций, поскольку именно старение позволяет варьировать их микроструктуру и характеристики формовосстановления в широком спектре. Анализ опубликованных данных позволяет заключить, что варьирование температурно-деформационных параметров при наведении эффектов памяти формы (ЭПФ) позволяют реализовать аномально высокие значения обратимой деформации при нагреве и охлаждении (до 20 и 4% соответственно), обеспечивающие запас надежности при практическом применении готовых изделий. При этом данные о термокинетическом поведении никелида титана, а также возможности регулирования температурного интервала восстановления формы весьма ограничены. Настоящая работа нацелена на восполнение существующего пробела.

Исследования проводили на проволочных образцах сплава Ti–50,8 ат.% Ni диаметром 0,6 мм с накопленной истинной деформацией  $e = 0.6$ , подвергнутых термической обработке (ТО) по режимам: 430°C, 10 ч; 550°C, 30 мин; 600°C, 1 ч для получения структурных состояний от нанокристаллического до рекристаллизованного. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100. Калориметрические кривые записывали с использованием калориметра марки «Mettler Toledo 822e». Наведение ЭПФ осуществляли по схеме изгиба с использованием изотермических и неизотермических схем, охватывающих все фазовые состояния, присутствующие исследуемому сплаву. Величину наводимой деформации варьировали в диапазоне 13–19 %.

Выявлены особенности термокинетического поведения никелида титана в разных структурных состояниях за счет реализации прямого и обратного мартенситного превращения (МП). Установлено существование «разноскоростных» этапов формовосстановления при реализации обратного МП; предложена гипотеза наблюдаемого феномена. Выявлены условия реализации максимальной обратимой деформации и величины обратимого эффекта памяти формы (ОЭПФ). Показана возможность регулирования температурного интервала восстановления формы в широком диапазоне за счет варьирования микроструктуры, исходного фазового состояния при наведении ЭПФ и величины наводимой деформации.

Полученные закономерности могут быть использованы для прецизионного регулирования характеристик формовосстановления в условиях нагрева и охлаждения при разработке разного рода интеллектуальных конструкций широкого спектра назначения.

*Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).*

*Авторы выражают благодарность проф. Н.Н. Ресниной (СПбГУ) за помощь в проведении калориметрических исследований*

## СВЯЗЬ МЕЖДУ РЕЛАКСАЦИЕЙ МОДУЛЯ СДВИГА И РЕЛАКСАЦИЕЙ ОБЪЕМА В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ $Zr_{56}Co_{28}Al_{16}$

<sup>1</sup>Кретьова М.А., <sup>1</sup>Макаров А.С., <sup>2</sup>Хмыров Р.С., <sup>1</sup>Хоник В.А.

<sup>1</sup> Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Россия

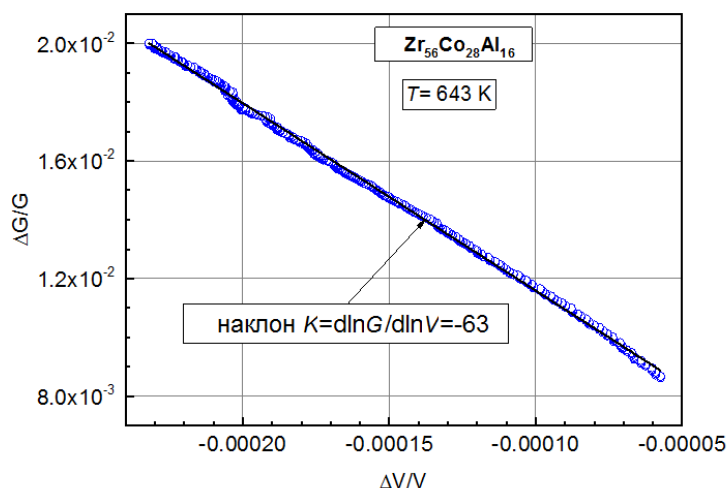
<sup>2</sup> Московский государственный технологический университет «СТАНКИН»

г. Москва, Россия

[marinakretova1994.marina@mail.ru](mailto:marinakretova1994.marina@mail.ru)

Неравновесная природа металлических стекол (МС) приводит к многочисленным релаксационным процессам, которые наблюдаются как изменения различных физических свойств в различных временных/температурных условиях. В частности, это касается изменений модуля сдвига и объема, что было исследовано в настоящей работе.

Измерения модуля сдвига осуществлены методом электромагнитного акустического преобразования, дилатометрические измерения выполнены на приборе Netzsh DIL 402. На рисунке показано изотермическое изменение относительного модуля сдвига  $\Delta G/G$  в зависимости от относительного изменения объема  $\Delta V/V$ , происходящего при релаксации. Видно, что эта зависимость для исследуемого МС практически линейна, то есть безразмерная величина  $(\Delta G/G)/(\Delta V/V) = d\ln G/d\ln V \equiv K$  является константой



**Рис.** Относительное изменение модуля сдвига  $\Delta G/G$  в зависимости от относительного объема  $\Delta V/V$  для МС  $Zr_{56}Co_{28}Al_{16}$  (эксперимент и его линейная аппроксимация) при  $T = 643$  К.

независимо от времени и степени релаксации. Результаты эксперимента показывают, что зависимость модуля сдвига от релаксации объема очень специфична в том смысле, что ее можно описать единственным параметром релаксации  $K$ , который примерно равен  $-63$ .

Известно, что величина  $K = d\ln G/d\ln V$  дает информацию о происхождении релаксаций как в кристаллах, так и металлических стеклах [1]. Установленное значение  $K = -63$  свидетельствует о том, что природа структурной релаксации в исследуемом металлическом

стекле обусловлена изменением концентрации дефектов типа межузельных гантелей.

*Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.*

1. Makarov A.S. A simple kinetic parameter indicating the origin of the relaxations induced by point (-like) defects in metallic crystals and glasses / A.S. Makarov, R.A. Konchakov, Yu. P. Mitrofanov, M.A. Kretova, N.P. Kobelev, V.A. Khonik // Journal of Physics: Condensed Matter. – 2020. – Vol. 32. – P. 495701.

## ИДЕНТИФИКАЦИЯ ПОДСИСТЕМЫ ДЕФЕКТОВ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ АМОРФНОМ СПЛАВЕ FeNiCrCoCu

<sup>1</sup>Кончаков Р.А., <sup>1</sup>Макаров А.С., <sup>1,2</sup>Аронин А.С., <sup>2</sup>Кобелев Н.П., <sup>1</sup>Хоник В.А.

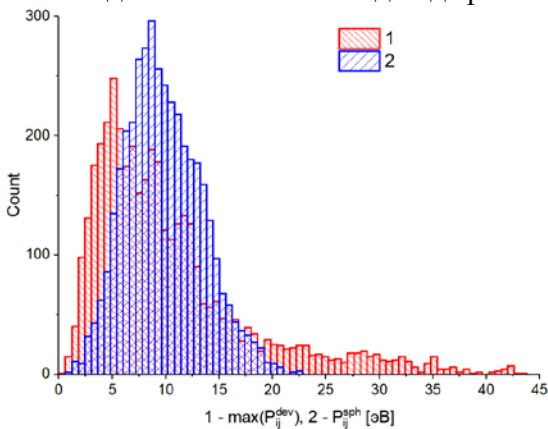
<sup>1</sup>Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

<sup>2</sup>Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

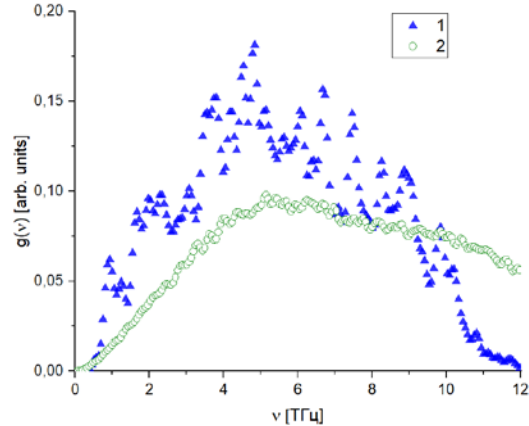
[konchakov.roman@gmail.com](mailto:konchakov.roman@gmail.com)

Методом классической молекулярной динамики выделена подсистема дефектов в высокоэнтропийном аморфном сплаве (ВЭАС) FeNiCrCoCu. Модельные расчеты выполнены в пакете LAMMPS [1] с межатомным EAM потенциалом [2]. Было использовано представление о дефектах в стекле как об упругих диполях. Методика выделения дефектной подсистемы основана на сопоставлении каждому  $m$ -му атому стекла дипольного тензора  $P_{ij}^m = V_0 (\sigma_{ij}^{initial} - \sigma_{ij}^m)$ , где  $V_0$  – объем системы,  $\sigma_{ij}^{initial}$  – тензор напряжений в исходной системе,  $\sigma_{ij}^m$  – тензор напряжений после удаления из системы  $m$ -го атома. Более детально методика моделирования описана в работе [3].

На рис.1 показаны гистограммы распределения максимальных значений девиаторных и шаровых компонент тензора  $P_{ij}^m$ . Распределение для сферических компонент близко к нормальному, а девиаторных – к логнормальному. Мы предположили, что атомы с большими девиаторными компонентами дипольных тензоров упругих диполей формируют дефектную подсистему стекла. Для проверки этой гипотезы мы вычислили в гармоническом приближении спектры колебательной плотности состояний  $g(\nu)$  для всей модельной системы и для дефектной подсистемы (см. рис.2).



**Рис. 1.** Распределение максимальных девиаторных (1) и сферических (2) компонент дипольных тензоров  $P_{ij}^m$  в ВЭАС FeNiCrCoCu.



**Рис. 2.** Спектры колебательной плотности состояний ВЭАС FeNiCrCoCu для подсистемы дефектов (1) и для всей системы (2).

Кривая  $g(\nu)$  для атомов с большими значениями девиаторных компонент дипольных тензоров, имеет выраженные пики в области низких частот. Это может служить подтверждением нашей гипотезы, так как именно низкочастотные особенности колебательного спектра являются характерным свойством упругих диполей.

*Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.*

1. J. Plimpton, J. Comput. Phys. 117, 1 (1995).
2. D. Farkas and A. Caro, J. Mater. Res. 33, 3218 (2018).
3. Р.А. Кончаков, А.С. Макаров, А.С. Аронин, Н.П. Кобелев, В.А. Хоник, Письма в ЖЭТФ 115, 308 (2022).

## КОМПОЗИТ ИЗ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО НЬ-СПЛАВА С КАРБИДО-СИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Желтякова И. С., Коржов В. П., Прохоров Д. В., Строганова Т. С.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, РФ  
[terekhova@issp.ac.ru](mailto:terekhova@issp.ac.ru)

Жаропрочности сплавов железа и никеля достигли «потолка» рабочих температур 1000–1100°C. Продвижение по температуре связывается с направленными ячеистыми структурами Nb- и Mo-сплавов. Их кристаллизация совершенствуется для получения интерметаллидных и карбидных фаз, чередующихся с элементами твёрдых растворов на основе сплав-образующего металла. Это должно придать сплавам прочность при высокой и удовлетворительную трещиностойкость при комнатной температуре.

В представленной работе подобная структура формировалась искусственно на начальном этапе получения композита диффузионной сваркой (ДС) многослойных пакетов, состоящих из U-образных Nb-элементов с односторонними суспензионными покрытиями порошковой многокомпонентной смеси в органическом растворителе (рис. 1). Состав смеси (он же – состав сплава): 55,2Nb–22,0Ti–8,9Mo–5,6Si–5,4ZrH<sub>2</sub>–1,7Cr–1,2 мас. % Al. Количество Nb-слоев – 30, покрытий – на одно меньше.

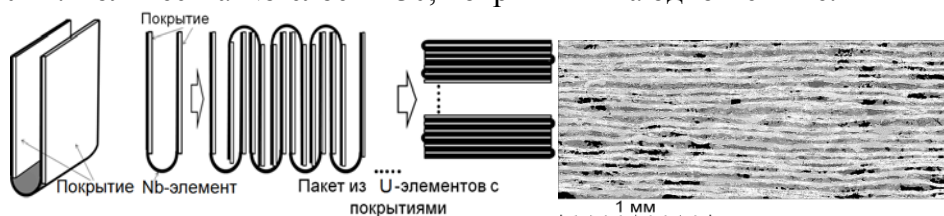


Рис. 1. Схема сборки многослойного пакета U-элементами из Nb-фольги с покрытиями из смеси порошков и макроструктура слоистого композита после ДС

Сварку пакетов проводили при 1400°C по режимам: 5 (рис. 2, а) и 10 ч (рис. 2, б) при давлениях соответственно 8,4 и 15,3 МПа. Углерод проникал в покрытие из атмосферы в камере установки для ДС, имевшей графитовый нагреватель. Толщина пакетов после сварки – 3,3 и 2,7 мм.

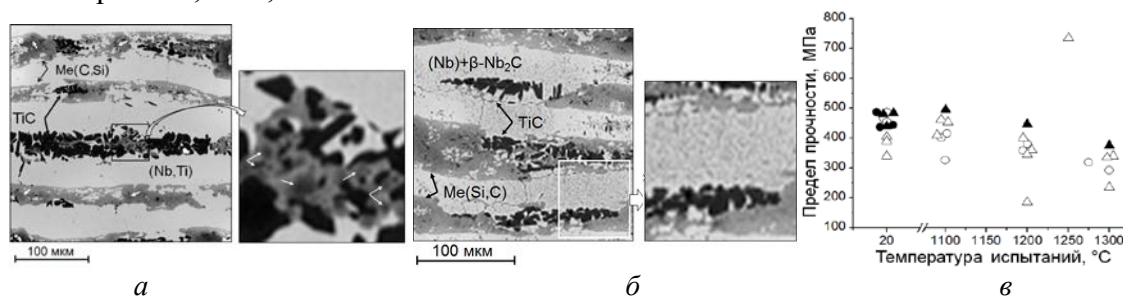


Рис. 2. Микроструктура композитов после ДС (а и б) и зависимости их пределов прочности  $\sigma_B$  от температуры испытания при  $P \perp$  (а) (O и Δ) и  $P \parallel$  (аб) (● и ▲)

Микроструктура композитов (рис. 2, а и б) представлена вязко-пластичными (Nb,Ti)-слоями 66,5Nb–24,3Ti–9,2 ат.% Me, где Me – Mo, Cr, Al и Si, и упрочняющими слоями карбида (Ti,Me)C, где Me – Nb и Zr, и карбида-силицида Me(C,Si) = (Ti, Me)(C,Si). На фрагментах (справа) – это поля тёмного и серого цветов.

Прочность композитов (рис. 2, в) составила 250–370 МПа при комнатной температуре и 350–490 МПа при 1300°C. Трещиностойкость:  $12,8 \pm 1,9$  и  $10,4 \pm 1,7$  МПа·м<sup>1/2</sup> соответственно при приложении нагрузки перпендикулярно и параллельно слоям структуры.



## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОТЕНЦИАЛОВ В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ С ТРЕЩИНОЙ

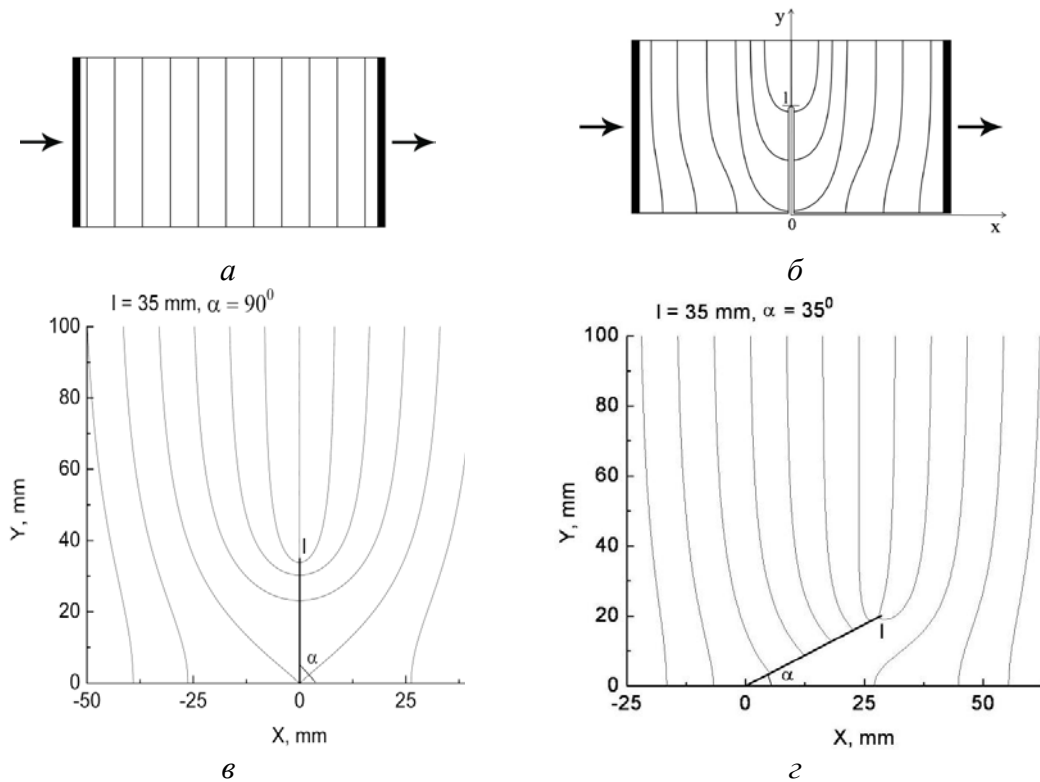
Кийко В.М.<sup>1</sup>, Хвостунков К.А.<sup>2</sup>, Федотов К.А.<sup>2</sup>, Абашкин С.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

<sup>2</sup>Московский государственный университет, г. Москва, Россия

[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Геометрия распределения поля электрических потенциалов  $\varphi$  в токопроводящих материалах не зависит ни от величины электропроводности материала образца, ни от величины тока через образец, ни от его температуры. Так, например, в уравнение Лапласа  $\Delta\varphi=0$ , описывающее  $\varphi$ -распределение, указанные величины не входят. Если в образце появляется трещина, то при изменении ее длины изменяется и картина распределения эквипотенциальных линий по его поверхности. Установление этого взаимно-однозначного соответствия позволяет определить положение трещины в образце.



**Рис. 1.** Распределение линий равных потенциалов в образцах при пропускании через него электрического тока (показан стрелками): *a* – без трещины; *б, в* – с трещиной длиной  $l$ , перпендикулярной кромке образца, *г* – с трещиной под углом  $\alpha=35^\circ$ .

Данные экспериментального определения распределения линий равных потенциалов по поверхности плоских образцов из различных материалов (графита, алюминия, меди, молибдена) шириной 100 мм при пропускании через них постоянного электрического тока практически совпадают с результатами аналитического решения на основе использования конформного отображения в двумерной постановке задачи, рис. 1.

## ЖАРОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ НИОБИЯ С ХРОМ-АЛМАЗНЫМ ПОКРЫТИЕМ

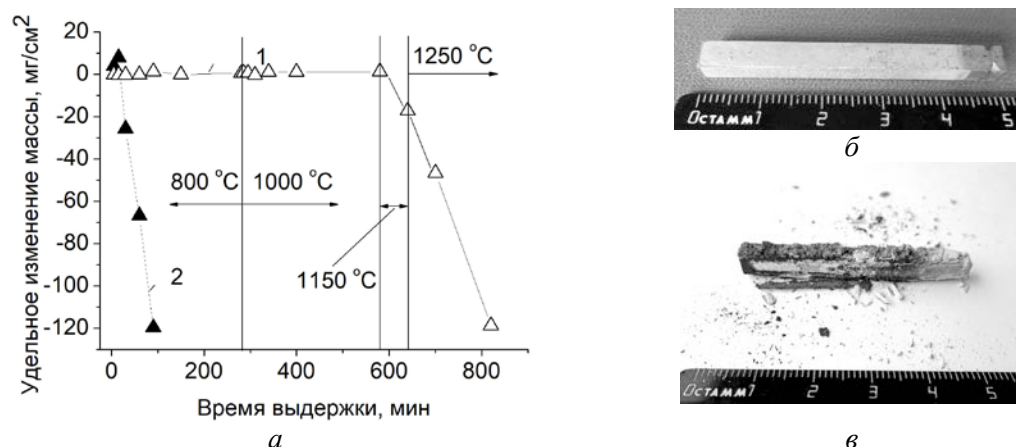
Кийко В.М.<sup>1</sup>, Коржов В.П.<sup>1</sup>, В. Петков<sup>2</sup>, Страумал Б.Б.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

<sup>2</sup>Институт металловедения, оборудования и технологий с центром гидро- и аэродинамики, г. София, Болгария

[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

В результате разработки высокотемпературных слоистых композитов на основе ниобия Nb30Ti/Al получены материалы, прочность, трещиностойкость и сопротивление ползучести которых находятся на уровне современных требований к конструкционным материалам такого рода, работающим в широком диапазоне температур [1, 2]. Повысить жаростойкость этих материалов предлагается за счет покрытия на основе хрома, введение же в хром алмазных наночастиц позволяет создать своего рода композитную структуру, обеспечивающую и повышение живучести покрытия, и повышение его рабочей температуры, рис. 1.



**Рис.1.** Зависимости (а) удельных изменений массы образцов Nb30Ti/Al с хром-алмазным покрытием (1) и Nb без покрытия (2) от времени выдержки на воздухе при высоких температурах (указано в поле графика), (б) – вид композитного образца Nb30Ti/Al с покрытием до испытаний на жаростойкость, (в) – после испытаний

Образцы композитных материалов изготавливались твердофазным методом диффузионной сварки пакета металлических фольг из сплава ниобия и фольг алюминия с последующим осаждением электрохимическим способом покрытий на основе хрома с алмазными наночастицами.

*Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (проект № 20-53-18002) и Bulgarian National Science Fund at the Ministry of Education and Science, Contract No KP-06-Russian/18 15.12.2020.*

1. Прохоров Д.В., Коржов В.П., Кийко В.М., Желтякова И.С. Ползучесть, прочность и трещиностойкость слоистых композитов на основе ниобия с упрочнением интерметаллидами // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 6. С. 15–20.
2. Светлов И.Л. Высокотемпературные Nb-Si композиты // Материаловедение. 2010. № 9. С. 29–38; № 10. С. 18–27.

## ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОЙ МАТРИЦЫ, АРМИРОВАННОЙ ВОЛОКНАМИ САПФИРА

Кийко В.М.<sup>1</sup>, Коржов В.П.<sup>1</sup>, Курлов В.Н.<sup>1</sup>, Орлов В.И.<sup>1</sup>, Абашкин С.А.<sup>1</sup>,  
Некрасов А.Н.<sup>2</sup>, Хвостунков К.А.<sup>3</sup>

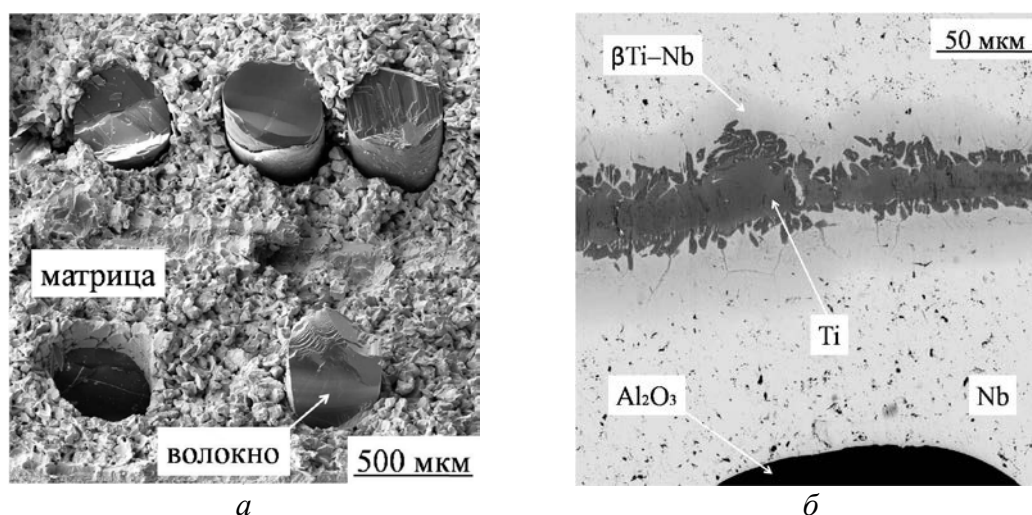
<sup>1</sup>Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

<sup>2</sup>Институт экспериментальной минералогии РАН, г. Черноголовка Московской обл.,  
Россия

<sup>3</sup>Московский государственный университет, г. Москва, Россия

[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Титан и его сплавы обладают высокой удельной прочностью, высокой стойкостью против коррозии и эрозии в агрессивных средах, что обеспечило его применение в авиа- и ракетостроении, судостроении, машиностроении и других областях. Повысить прочность, модуль упругости, трещиностойкость, сопротивление ползучести и рабочую температуру этих материалов предлагается путем армирования матрицы на основе титана монокристаллическими волокнами сапфира, получаемыми методом Степанова.



**Рис.1.** Участок поверхности разрушения композитного образца после испытаний на прочность (а); б – участок поперечного сечения образца: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – волокно, матрица – слой титана, твердого раствора (βTi-Nb) и ниобия.

Композитные материалы изготавливались методом диффузионной сварки под давлением слоистого пакета из основных исходных компонентов: однонаправленных волокон сапфира, промежутки между которыми заполнялись порошком ниобия, и слоев фольги титана. Представление о структуре материала дает рис. 1. Образцы из полученных двух партий композитов испытывались на прочность трехточечным изгибом. Режим изготовления первой партии 1400 °С – 8.2 МПа – 2 ч (температура – давление – время), прочность 260±40 МПа с коэффициентом вариации 15%; второй – 1500 °С – 10 МПа – 3 ч, прочность 320±160 МПа с коэффициентом вариации 50%.

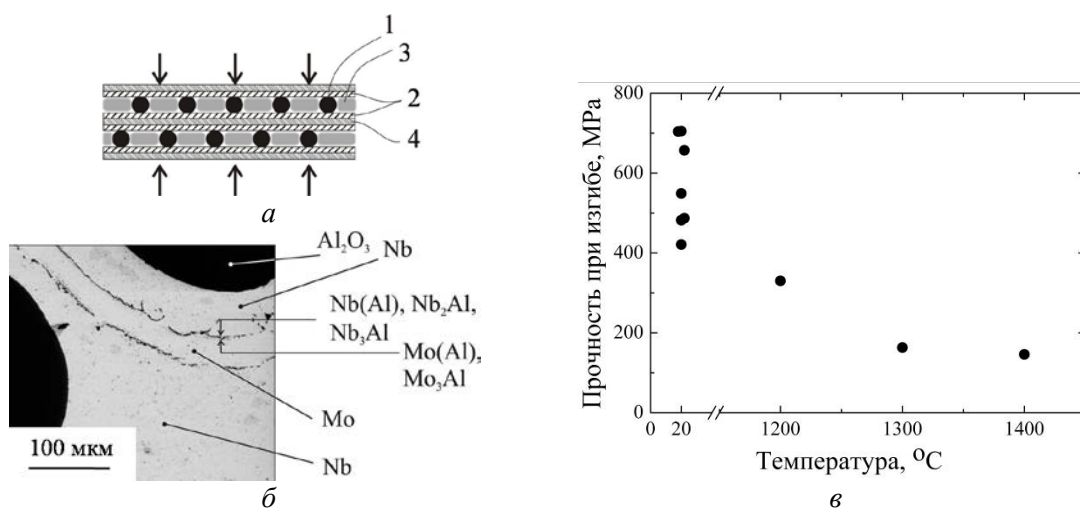
Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

## СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТЫЙ КОМПОЗИТ С МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА

Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия  
[kiiko@issp.ac.ru](mailto:kiiko@issp.ac.ru)

Композитный материал [1] изготавливался путем горячего прессования в вакууме слоистой заготовки, состоящей из исходных компонентов, схема структуры которой показана на рис. 1а. Режим горячего прессования – диффузионной сварки: 1630 °С – 10 МПа – 0.5 ч (температура – давление – время). В результате диффузионного технологического процесса формировалась структура композитного однонаправленно армированного слоисто-волокнутого материала, геометрия и состав которой показан на рис. 1б. Вдоль границы алюминиевой и молибденовой фольг (2 и 4 на рис. 1а) образовался слой интерметаллида  $\text{Mo}_3\text{Al}$  и твердых растворов  $\text{Mo}(\text{Al})$ , а – алюминиевой фольги и ниобия (2 и 3 на рис. 1а) – слой интерметаллидов  $\text{Nb}_2\text{Al}$ ,  $\text{Nb}_3\text{Al}$  и твердых растворов  $\text{Nb}(\text{Al})$ .



**Рис.1.** Схема участка поперечного сечения заготовки композита (а): 1 – волокна  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 2 – алюминиевая фольга, 3 – суспензия порошка ниобия, 4 – молибденовая фольга, стрелками показано направление нагрузки при прессовании; б – участок поперечного сечения слоисто-волокнутого  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Nb}-\text{Al}-\text{Mo}$  композита с указанием компонентов его структуры; в – результаты испытаний образцов композита на прочность

Образцы из полученного материала испытывались на прочность трехточечным изгибом. Результаты испытаний в диапазоне температур 20 – 1400 °С показаны на рис. 1в. Была определена также эффективная поверхностная энергии разрушения, которая в среднем составила 12 Дж/м<sup>2</sup> при 20 °С.

Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект № 20-03-00296).

1. Кийко В.М., Коржов В.П., Стрюков Д.О., Шикунов С.Л., Шикунова И. А., Курлов В.Н. Высокотемпературный слоисто-волокнуемый композит, армированный оксидными волокнами, и способ его получения. Патент РФ на изобретение от 07 июля 2021 г. № 2751062. Бюллетень №19 от 07.07.2021 г., 13 с.

**ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА****Фукс А.А.<sup>1,2</sup>, Абросимова Г.Е.<sup>1</sup>, Аксенов О.И.<sup>1</sup>, Аронин А.С.<sup>1,2</sup>**<sup>1</sup> *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия;*<sup>2</sup> *НИУ Высшая школа экономики, г. Москва, Россия*[artemfux@yandex.ru](mailto:artemfux@yandex.ru)

Аморфные микропровода в стеклянной оболочке изготавливаются методом Улитовского-Тейлора, аморфные ленты получают методом затвердевания расплава на вращающейся поверхности. В процессе изготовления микропроводов происходит резкое охлаждение расплава, индуцирующее внутренние закалочные напряжения, неоднородно распределенные по радиусу. У поверхности микропровода действуют преимущественно сжимающие осевые напряжения величиной до единиц ГПа, в центральной части доминируют растягивающие осевые напряжения. Помимо закалочных в распределение внутренних механических напряжений существует дополнительный вклад в несколько сот МПа, связанный с различием в коэффициентах термического расширения между металлической сердцевиной и стеклянной оболочкой микропровода [1]. В аморфных лентах величина внутренних составляет несколько десятков МПа [2]. В данной работе изучались аморфные микропровода и ленты из сплавов  $Fe_{73,8}Si_{13}B_{9,1}Cu_1Nb_3$ . Термообработка проводилась при 753 К. При нагреве происходит образование нанокристаллов твердого раствора кремния в ОЦК-железе  $\alpha$ -Fe(Si), плотность которых выше, чем плотность аморфной матрицы. Поэтому при кристаллизации отрицательный объёмный эффект будет являться причиной возникновения сжимающих напряжений между нанокристаллами и аморфной матрицей. Теоретический анализ процесса кристаллизации показал, что образование нанокристаллов в микропроводах на основе железа происходит неоднородным образом и ускоряется в приповерхностном слое, в области действия внутренних сжимающих напряжений. Для этого в классических выражениях для скоростей роста и зарождения кристаллов была учтена неоднородность распределения внутренних механических напряжений, а также релаксация напряжений в течение термообработки. Были оценены величины скоростей зарождения и роста, а также процентного содержания кристаллизованного вещества. Рентгенографические исследования микропроводов и лент  $Fe_{73,8}Si_{13}B_{9,1}Cu_1Nb_{3,1}$ , проведенные на дифрактометре SIEMENS D-500, подтверждают различия в кинетике и свидетельствуют о наличии преимущественно кристаллизованной приповерхностной области микропровода. Методом вибрационной магнитометрии были получены петли гистерезиса исходных, термически обработанных, а также образцов, в которых предполагаемый по поверхностный кристаллический слой удален методом химического травления. Обнаружено, что удаление приповерхностной области микропроводов приводит к увеличению остаточной намагниченности, что также свидетельствует в пользу предположения о наличии кристаллизованного приповерхностного слоя.

*Работа выполнена при финансировании РНФ (проект 22-72-00067).*

1. M. Carara, M. N. Baibich, and R. L. Sommer, Stress level in Finemet materials studied by impedanceometry, *J. Appl. Phys.* 91, (2002) 8441 – 8443.
2. H. Chiriac, T. A. Ovari, and G. Pop, Internal stress distribution in glass-covered amorphous magnetic wires, *Phys. Rev. B* 52, (1995) 10104 – 10113.

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ, ПОЛУЧЕННОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ С ПОСЛЕДУЮЩИМ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Киеккужина Л.У., Даниленко В.Н., Назаров А.А.

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

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

Исследования показывают, что деформация кручением под высоким давлением (КВД) позволяет получать монолитные металломатричные композиты из исходных слоистых компонентов алюминия и меди [1]. Исходные слои Cu–Al–Cu при деформации не только соединяются, но и перемешиваются, образуя вихре-подобную структуру, которая усиливает процесс перемешивания и формирование интерметаллидных фаз. В [2] проанализировано образование вихре-подобной структуры при деформации КВД многослойных образцов Al–Cu и Al–Ni, и показано, что образование вихрей в материале при пластической деформации простым сдвигом объясняется локальным блокированием деформации сдвига. Соединением многослойных пластин методом ультразвуковой консолидации [3] можно заранее создать центры блокировки для деформации сдвигом и, следовательно, можно ожидать усиления перемешивания многослойной структуры после деформации КВД.

Целью данной работы является изучение влияния ультразвуковой консолидации исходных компонент многослойной системы Cu–Al на фазовый состав образца, полученного последующей деформацией кручением под давлением.

Ультразвуковую консолидацию пластин Cu и Al толщиной 0,2 мм осуществляли путем их последовательной ультразвуковой сварки с амплитудой 10 мкм. Полученную стопку из 6 пластин меди и 5 пластин алюминия деформировали кручением под давлением 6 ГПа на 5 оборотов со скоростью 1 об/мин. Полученный диск был отожжен при температуре 500° С в течение 15 минут.

Рентгеноструктурный анализ после ультразвуковой консолидации показал наличие дифракционных максимумов меди и алюминия на поверхности образца. После деформации КВД на дифрактограмме наблюдается наличие небольших максимумов интерметаллидных соединений Al<sub>2</sub>Cu и Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub>. После отжига наблюдается увеличение интенсивности максимумов от Al<sub>4</sub>Cu<sub>9</sub> и появление наиболее интенсивных максимумов от интерметаллидного соединения Al<sub>2</sub>Cu.

После ультразвуковой консолидации образец со стороны подложки имеет микротвердость около 87 Hv и с обратной стороны - около 110 Hv. Микротвердость относительно однородна по площади образца. После КВД наблюдается увеличение микротвердости к краям образца до 350 Hv, в центральной области значения микротвердости составляют 200 Hv. После отжига микротвердость повышается до 400 Hv по краям образца и до 300 Hv - в центре.

Таким образом, КВД и отжиг многослойного образца меди и алюминия с предварительной ультразвуковой консолидацией приводит к более значительным фазовым превращениям в образце и росту микротвердости, чем только КВД и отжиг.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-12-00440*

1. V.N. Danilenko, G.F. Korznikova, A.P. Zhilyaev, S.N. Sergeev, G.R. Khalikova, R.K. Khisamov, K.S. Nazarov, L.U. Kiekkuzhina, R.R. Mulyukov. IOP Conf. Ser. Mater.Sci. Eng. 447, 012021 (2018).
2. R. Kulagin, Y. Beygelzimer, Yu. Ivanisenko, A. Mazilkin, B. Straumal, H. Hahn. Materials Letters. 222, 172 (2018)
3. A. A. Mukhametgalina, M. A. Murzinova, A. A. Nazarov. Letters on Materials. 12, 153 (2022)

## КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ni–Co–Mn–In

**Калетина Ю.В., И.Г. Кабанова, Калетин А.Ю.**

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

Исследования нового класса интеллектуальных материалов, сочетающих в себе свойства ферромагнетиков и сплавов, обладающих бездиффузионным мартенситным превращением, вызывают большой интерес, поскольку они демонстрируют эффекты влияния внешних магнитных полей на структуру и физические свойства [1-3]. Повышенный интерес к исследованию материалов с функциональными свойствами связан с перспективами их использования в медицине, альтернативной энергетике и технике.

С применением методов структурного анализа, оптической металлографии, сканирующей и электронной микроскопии исследованы структурный и фазовые переходы в сплаве Гейслера  $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$ . Сплав был получен методом индукционной плавки в атмосфере аргона и отожжен в вакууме при температуре 1173 К в течение 216 ч. Исследована кристаллографическая структура сплава  $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$  после отжига, определены ориентационные соотношения между высокотемпературной фазой и мартенситом, габитусные плоскости, тип и особенности мартенсита, а также механизм мартенситного превращения, когда в процессе структурного превращения могут проявляться магнитные эффекты.

Кристаллографический анализ выполнен с использованием расчетных схем электронограмм и построения стереографических проекций по уточненному базису ячейки кристаллической решетки, учитывая экспериментально определенные параметры и максимальное приближение к стехиометрическому составу сплава. Проведенный анализ формирования структуры показал, что после отжига сплав  $Ni_{43}Co_4Mn_{42}In_{11}$  имеет морфологически сложную мартенситную структуру. При охлаждении наблюдается прямое мартенситное превращение с образованием двух морфологических типов мартенсита - тонкопластинчатого мартенсита модуляции  $14M$  и внутренне двойникованного мартенсита. Модулированный мартенсит  $14M$  имеет пластинчатую структуру, состоящую из тонких параллельных пластин, ориентированных по плоскостям (001). Структура внутренне двойникованного мартенсита принципиально отличается от структуры модулированного мартенсита  $14M$  другой габитусной плоскостью. Для двойникованного мартенсита были определены индексы общего полюса (близкого к габитусной плоскости) в координатах двух фаз - аустенита  $L2_1$  и мартенсита  $14M$ , которые характеризуют новое соотношение из параллельных плоскостей  $(\bar{1}\bar{1}\bar{2})L2_1 \parallel (\bar{2}\bar{2}3)14M$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура» г.р. № 122021000033-2) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-03-00056).*

1. Buchelnikov V.D., Sokolovskiy V.V. // Physics of Metals and Metallography. 2011. Vol. 112. No. 7. P. 633–665.
2. Калетина Ю.В., Кабанова И.Г., Фролова Н.Ю., Калетин А.Ю. // ФТТ. 2017. Т. 59. № 10. С. 1984-1991.
3. Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. Екатеринбург: УрО РАН, 2007. 322 с.

## РАЗРАБОТКА МЕЖАТОМНОГО ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ СИСТЕМЫ Ni–Cr И АНАЛИЗ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ХРОМА И НИКЕЛЯ.

**Семенов М.Ю., Королев И.П., Панчо-Рамирес В.А.**

*Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,*

*Москва, Россия*

[Semenov.m.yu@bmstu.ru](mailto:Semenov.m.yu@bmstu.ru)

Никель и хром являются основными компонентами большинства жаропрочных сплавов. Известно, что в присутствии хрома резко снижается как коэффициент самодиффузии никеля, так и коэффициент диффузии примесных атомов никеля в ГЦК-железе [1]. Таким образом, взаимное влияние никеля и хрома приводит к повышению жаропрочности как сплавов на базе никеля, так и сталей аустенитного класса.

Искали парный потенциал никеля и хрома в виде Морзе:

$$U = U_s \left\{ \exp \left[ -2\varphi \left( \frac{d}{d_0} - 1 \right) \right] - 2 \exp \left[ -\varphi \left( \frac{d}{d_0} - 1 \right) \right] \right\}, \quad (1)$$

где  $U_s$  – энтальпия сублимации;  $d$  – межатомное расстояние;  $d_0$  – равновесное межатомное расстояние;  $\varphi$  – константа, равная:  $\varphi = 2\gamma$ , где  $\gamma$  – постоянная Грюнайзена.

Парные межатомные потенциалы для чистых никеля и хрома при помощи выражения (1) разработали в статьях [2, 3]. Полученные значения энергий взаимного притяжения и отталкивания для симметричных пар атомов никеля и хрома (чистых веществ) использовали для решения асимметричной задачи, т.е. расчета энергий взаимного притяжения и отталкивания пары атомов Ni и Cr ( $U_b^{\text{Ni-Cr}}(d)$  и  $U_r^{\text{Ni-Cr}}(d)$ , соответственно) по методике [4].

Межатомный потенциал в системе Ni–Cr при межатомном расстоянии  $d$  равен:

$$U^{\text{Ni-Cr}}(d) = U_b^{\text{Ni-Cr}}(d) + U_r^{\text{Ni-Cr}}(d). \quad (2)$$

Из выражения энергии межатомного взаимодействия  $U$  (1) путем двукратного дифференцирования по атомному объему  $\Omega$  получали значения объемного модуля упругости сплава никеля и хрома при равновесном значении межатомного расстояния, равном  $d_0$ :

$$B(d = d_0) = \Omega \frac{\partial^2 U^{\text{Ni-Cr}}(d)}{\partial \Omega^2}. \quad (3)$$

При помощи выражения (3) получили температурную зависимость объемного модуля упругости в системе никель-хром на интервале от 600 до 1000 °С. Установлено, что значения объемного модуля в системе Ni–Cr на всем указанном интервале температур заметно превосходит значения  $B$  для чистых Ni и Cr (например, 206, 173 и 178 ГПа при 700 °С, а также 194, 161 и 170 ГПа при 900 °С, соответственно).

Таким образом, выполненные расчеты подтверждают более высокую силу связи между атомами Ni и Cr, по сравнению с энергиями связи в чистых никеле и хrome. Полученные результаты удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными.

1. Duyananda M.A. // Diffusion in solid metals and alloys. Ed. Mehrer H. // Landolt-Bornstein new series. Vol. III (26). Springer-Verlag, 1990. P. 372.
2. Semenov M.Yu. Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 2021. Vol. 85. No. 7. P. 728.
3. Semenov M.Yu. Met. Sci. Heat Treat. 2020. Vol. 62. Nos. 1-2. P. 109.
4. Pettifor D.G. // Physical Metallurgy / Ed. by R.W. Cahn and P. Haasen. Amsterdam: North-Holland. 1996. Vol. 1. P. 47.



## РАЗРАБОТКА МЕЖАТОМНОГО ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ СИСТЕМЫ Fe–Ni И ОЦЕНКА УПРУГИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Семенов М.Ю., Королев И.П., Панчо-Рамирес В.А.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,  
Москва, Россия

[Semenov.m.yu@bmstu.ru](mailto:Semenov.m.yu@bmstu.ru)

Искали парный потенциал никеля и железа в виде Морзе:

$$U = U_s \left\{ \exp \left[ -2\phi \left( \frac{d}{d_0} - 1 \right) \right] - 2 \exp \left[ -\phi \left( \frac{d}{d_0} - 1 \right) \right] \right\}, \quad (1)$$

где  $U_s$  – энтальпия сублимации;  $d$  – межатомное расстояние;  $d_0$  – равновесное межатомное расстояние;  $\phi$  – константа, равная:  $\phi = 2\gamma$ , где  $\gamma$  – постоянная Грюнайзена. Значение  $d_0$  для Ni и Fe приняли равным 0.248 и 0.252 нм, соответственно.

Энтальпия сублимации никеля при комнатной температуре равна 421 кДж/моль [1], железа – 415 кДж/моль [2]. Энтальпию сублимации нормировали по температуре с использованием температурной зависимости модуля сдвига.

В нашей работе [3] параметр Грюнайзена никеля оценили как 1.72. Согласно [4] при температурах порядка 600-1000 °С параметр Грюнайзена  $\gamma$ -Fe равен примерно 2.20.

Полученные при помощи выражения (1) значения энергий взаимного притяжения и отталкивания атомов никеля и ГЦК-железа использовали для решения асимметричной задачи, т.е. расчета энергий взаимного притяжения и отталкивания пары атомов Fe и Ni ( $U_{b}^{\text{Fe-Ni}}(d)$  и  $U_{r}^{\text{Fe-Ni}}(d)$ , соответственно) при произвольном межатомном расстоянии  $d$  по методике, изложенной в [5].

Межатомный потенциал в системе железо – никель при межатомном расстоянии  $d$  определили как:

$$U^{\text{Fe-Ni}}(d) = U_{b}^{\text{Fe-Ni}}(d) + U_{r}^{\text{Fe-Ni}}(d). \quad (2)$$

Из выражения энергии межатомного взаимодействия  $U$  (1) путем двукратного дифференцирования по атомному объему  $\Omega$  получали значения объемного модуля упругости сплава железа и никеля при равновесном значении межатомного расстояния, равном  $d_0$ :

$$B(d = d_0) = \Omega \frac{\partial^2 U^{\text{Fe-Ni}}(d)}{\partial \Omega^2}. \quad (3)$$

При помощи выражения (3) получили температурную зависимость объемного модуля упругости на интервале от 600 до 1000 °С. Эта зависимость удовлетворительно совпадает со значениями объемного модуля упругости, полученными из экспериментальных значений нормального модуля упругости и коэффициента Пуассона ГЦК сплава, состоящего из 51 % Fe и 49 % Ni [6].

1. Kant A. The Journal of Chemical Physics. 1964. Vol. 41. No. 6. P. 1872.
2. Desai P.D. Journal of Physics and Chemical Reference Data. 1986. Vol. 15. No. 3. P. 967.
3. Semenov M.Yu. Bull. of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2021. Vol. 85. No. 7. P. 728.
4. Dorogokupets P.I. Scientific reports. 2017. Vol. 7. No. 1. P. 1.
5. Pettifor D.G. // Physical Metallurgy / Ed. by R.W. Cahn and P. Haasen. Amsterdam: North-Holland. 1996. Vol. 1. P. 47.
6. Ledbetter H.M. Journal of Physics and Chemical Reference Data. 1973. Vol. 2. No. 3. P. 531.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНЫХ ПО СОСТАВУ ATZ+SiO<sub>2</sub> КЕРАМИК

Дмитриевский А.А., Григорьев Г.В., Васюков В.М.

ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия  
[aadmitr@yandex.ru](mailto:aadmitr@yandex.ru)

Благодаря уникальному сочетанию прочностных свойств, термической, химической и радиационной стойкости, а также биоинертности, циркониевые керамики и их композиты с оксидом алюминия (ATZ керамики) широко востребованы в различных отраслях от машиностроения до медицины [1]. Введение специальных добавок, например, диоксида кремния, обеспечивает не только повышение вязкости разрушения ATZ керамики [2], но и появление у нее запаса пластичности при комнатных температурах, а также увеличение пределов прочности на сжатие и на растяжение [3, 4]. При этом, однако, наблюдается снижение твердости [2]. Разработка ATZ+SiO<sub>2</sub> керамики с градиентным содержанием диоксида кремния обеспечит высокие значения вязкости разрушения основного объема материала и твердости приповерхностных слоев.

Компактированием порошков различного состава изготовлены двух- и трехслойные композиционные керамики на основе диоксида циркония (стабилизированного оксидом кальция), упрочненного оксидом алюминия, с содержанием диоксида кремния от 0 до 5 мол.% в исходной смеси. Исследованы и сопоставлены структура, элементный и фазовый состав, а также комплекс механических свойств (микро- и нанотвердость, модуль Юнга и вязкость разрушения) на поперечных срезах двух- и трехслойных керамик. Показано, что введение SiO<sub>2</sub> в ATZ керамику не вызывает заметных изменений структуры: пористость не превышает 5%, относительная доля тетрагональной фазы *t*-ZrO<sub>2</sub> – не менее 93%, средний размер кристаллитов ZrO<sub>2</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> – не превышает 100 нм и 250 нм соответственно. Вместе с тем, на границе слоев ATZ и ATZ+SiO<sub>2</sub> (с различным содержанием диоксида кремния) наблюдаются скачкообразные изменения вязкости разрушения, твердости и модуля Юнга (до 30%, 8% и 7% соответственно). Наблюдаемое увеличение вязкости разрушения ATZ керамики при введении в ее состав SiO<sub>2</sub> (в концентрациях 2 – 4 мол.%) объясняется с позиции снижения энергетического барьера для механоиндуцированных тетрагонально-моноклинных фазовых превращений.

Таким образом, продемонстрирована возможность изготовления многослойной композиционной керамики на основе ATZ керамики с высоким соотношением вязкости разрушения основного объема и твердости приповерхностного слоя. Благодаря использованию CaO в качестве стабилизатора тетрагональной фазы *t*-ZrO<sub>2</sub>, разработанная керамика обладает высокой стойкостью к низкотемпературной деградации.

*Результаты получены с использованием оснащения Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина. Работа поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках проекта по соглашению № 075-15-2021-709 (уникальный идентификатор проекта RF----2296.61321X0037)*

1. Basu B., Balani K.. Advanced structural ceramics. Hoboken: Wiley. 2011. 504 p.
2. Dmitrievskii A.A., Zhigachev A.O., Zhigacheva D.G., Rodaev V.V. // Technical Physics. 2020. V. 65. № 12. P. 2016–2025.
3. Dmitrievskiy A.A., Zhigacheva D.G., Vasyukov V.M. and Ovchinnikov P.N. // Journal of Physics: Conference Series. 2021. V. 2103. P. 012075.
4. Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Ефремова Н.Ю., Овчинников П.Н., Васюков В.М. // ФТТ. 2022. Т. 64. № 8. С. 1018-1021.

## О РОЛИ КОТТРЕЛЛОВСКИХ НАНОСЕГРЕГАЦИЙ В ДЕФОРМАЦИОННОМ СТАРЕНИИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Нечаев Ю.С.<sup>1</sup>, Шурыгина Н.А.<sup>1</sup>, Черетаева А.О.<sup>2</sup>, Морозов Н.С.<sup>1</sup>,  
Филиппова В.П.<sup>1</sup>, Александрова Н.М.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, РФ

[yuri1939@inbox.ru](mailto:yuri1939@inbox.ru)

<sup>2</sup> Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, РФ

Работа посвящена изучению, на основе анализа и сопоставления результатов [1-15], характеристик реальных фазоподобных «атмосфер» Коттрелла в ряде металлических материалов, в т.ч. карбидоподобных и карбогидридоподобных наносегрегаций на дислокациях и границах зерен в трубных и других сталях в связи с проблемой старения, водородного охрупчивания и деградации материала при эксплуатации. Особое внимание уделено раскрытию роли и атомных механизмов влияния реальных Коттрелловских наносегрегаций на технологический ресурс материала.

*Работа выполняется в рамках проекта РНФ № 23-22-00315.*

1. Wilde J., Cerezo A., Smith G.D.W. Three-dimensional atomic-scale mapping of a Cottrell atmosphere around a dislocation in iron. // Scripta Materialia. 2000. V. 43 (1). P. 39-48.
2. Нечаев Ю. С. Физические комплексные проблемы старения, охрупчивания и разрушения металлических материалов водородной энергетики и магистральных трубопроводов. // УФН. 2008. Т. 178. №7. С. 709–725.
3. Нечаев Ю.С. Новые подходы, результаты и методы для решения актуальных проблем старения, водородного охрупчивания и стресс-коррозионного поражения сталей (аналитический обзор). // Материаловедение. 2009. №3. С. 50-63.
4. Комментарии В.Н. Чувильдеева к статье Ю.С. Нечаева. // Материаловедение. 2009. №4. С. 60-61.
5. Ответ автора на "Комментарии В.Н. Чувильдеева к статье Ю.С. Нечаева". // Материаловедение. 2009. №6. С. 55-60.
6. Нечаев Ю.С. Распределение углерода в сталях. // УФН. 2011. Т. 181. №5. С. 483–490.
7. Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Томчук А.А., Морозов Н.С. Исследование атомной структуры поверхностных сегрегаций в сталях. // ПЧММ. 2022. №1. С. 77-85.
8. Nechaev Yu.S., Burzhanov A.A., Filippov G.A. On revealing micromechanisms of the hydrogen plastification and embrittlement of metallic materials // Advances in Materials Science. 2007. V. 7, # 1 (11). P. 166-175.
9. Нечаев Ю.С., Родионова И.Г., Удод К.А., Немтинов А.А. и Митрофанов А.В. Некоторые термодинамические и методические аспекты термодесорбционной спектроскопии водорода в сталях // ПЧММ. 2013. № 4. С.5-14.
10. Nechaev Yu.S., Veziroglu T.N. On micromechanisms of hydrogen plastification and embrittlement of some technological materials // American J. Appl. Sci. 2005. 2. # 1. P. 469-472.
11. Nechaev Yu.S., Iourtchenko D.V., Hirschberg J.G., Veziroglu T.N. On the physics of hydrogen plastification and superplasticity of metallic materials and compounds. // Int. J. Hydrogen Energy. 2004. V. 29, # 13, P. 1421-1423.
12. Нечаев Ю.С. Характеристики гидридоподобных сегрегаций водорода на дислокациях в палладии. // УФН. 2001. Т. 171. №11. С. 1251–1261.
13. Nechaev Yu.S., Filippov G.A. Hydride-like segregation at dislocations in  $\alpha$ -Fe and steels. // Defect and Diffusion Forum (DDF). 2001. V. 194-199. P. 1099-1104.
14. Nechaev Yu.S. On Specific Phase Transitions to the Compound-Like Impurity Nanosegregation Structures at Dislocations and Grain Boundaries in Metals and their Influence on Diffusion-Assisted Processes. // Solid State Phenomena. 2008. V. 138. P. 91-118.
15. Nechaev Yu.S., Öchsner A. On the physics of anomalies of boron nanosegregation at dislocations in FeAl. // Defect and Diffusion Forum (DDF). 2019. V. 391. P. 246-250.

## РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ CoCrFeNi И CoCrFeMnNi В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Покоев А.В., Макеев С.Р., Магамедова С.Г.

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия*  
[seregazd30@yandex.ru](mailto:seregazd30@yandex.ru)

Образцы из высокоэнтропийных сплавов CoCrFeNi и CoCrFeMnNi после гоменизационного отжига при 1200 °С в вакууме  $\sim 10^{-3}$  Па отжигали при температурах 500, 600, 800 и 900 °С в течение 3 ч в постоянном магнитном поле (ПМП) напряженностью 557,2 кА/м и без него.

С помощью микротвердомера HAUSER была измерена микротвердость образцов после термомагнитного отжига. Анализ полученных результатов показал, что микротвердость сплава CoCrFeNi при всех режимах термомагнитной обработки оказалась выше микротвердости сплава CoCrFeMnNi.

Наложение ПМП на отжиг сплава CoCrFeNi при температуре 500 °С приводит к понижению его микротвердости на 8 % по отношению к микротвердости образца, отожженного без поля, наблюдается положительный МПЭ. При этом повышение температуры до 600, 800 и 900 °С приводит к увеличению микротвердости до 2 % и смене знака МПЭ.

В случае сплава CoCrFeMnNi наложение ПМП на его отжиг при температурах 500, 600 и 800 °С приводит к понижению микротвердости сплава на 11, 10 и 18 % по отношению к образцу, отожженному без поля, наблюдается положительный МПЭ. Повышение температуры отжига до 900 °С приводит к смене знака МПЭ и возрастанию микротвердость на 12 %.

Рентгенофазовый анализ был выполнен на дифрактометре ДРОН-2, режимы рентгено съемки в  $\text{CoK}_\alpha$ -излучении: анодный ток – 20 мА; напряжение на рентгеновской трубке – 30 кВ; скорость движения счетчика – 2 °/мин; щели: 1-4-0,5. По дифрактограммам были идентифицированы дифракционные линии по методике [1].

Из результатов рентгенофазового анализа видно, что структура сплавов предпочтительно представляет собой твердый раствор на основе ГЦК – модификации кобальта, что согласуется с литературными данными [2]. Обнаружить интерметаллические фазы CoCr или FeCr и обогащенную ОЦК фазу Cr [3] не удалось. Для решения вопроса о стабильности высокоэнтропийных сплавов и поиска новых фаз выполняется подбор режимов термомагнитной обработки и пластической деформации с целью формирования фаз.

1. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-микроскопический анализ. М.: МИСИС. 2002. 360 с.
2. Ye Y.F., Wang Q., Lu J., Yang Y. High-entropy alloy: challenges and prospects. *Material Today*, December 2015, pp. 1-14. DOI: 10.1016/j.mattod.2015.026
3. Рогачев А.С. // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 8. С. 807-841.

## ОЦЕНКА ТОРМОЗЯЩЕГО ВЛИЯНИЯ ПРИМЕСИ НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г.

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

Влияние примеси рассматривается в работе с двух точек зрения:

- влияние суммарной концентрации примеси в цинке ( 99.995% -99.9995%) на вид разориентационной зависимости подвижности индивидуальных границ наклона вокруг осей  $[10\bar{1}0]$  и  $[11\bar{2}0]$ .

- рассчитывается параметр торможения индивидуальных особых границ, близких к ним, а также далёких от них для различных осей разориентации границ наклона  $[10\bar{1}0]$  и  $[11\bar{2}0]$  и для различных концентраций примеси в цинке.

Отношение скоростей изменения площади зерна  $dS/dt$  для двух ситуаций влияния (без примеси и с примесью) выбрано в качестве мера относительной эффективности тормозящего влияния.

$$\lambda_{imp,0} = \frac{\left(\frac{dS}{dt}\right)_{imp}}{\left(\frac{dS}{dt}\right)_{c=0}} = \frac{\frac{m_b(c)\gamma_b\pi}{3}(n-6)}{\frac{m_b\gamma_b\pi}{3}(n-6)} = \frac{m_b(c)}{m_b}$$

$m_b$  и  $m_b(c)$  подвижность чистой границы и границы с примесью. Зная экспериментальные значения подвижности индивидуальной границы, мы сделали оценку эффективности тормозящего влияния примеси на движение границы.

**Таблица 1.** Параметр торможения примесью границ наклона  $[10\bar{1}0]$

Температура Угол разориентации	300С	350С	400С
34°	0,1	2	2,5
46°	0,1	0,2	0,5
55°	0,03	0,03	0,3
66°	0,09	1,3	0,25

**Таблица 2.** Параметр торможения примесью границ наклона  $[11\bar{2}0]$

Температура Угол разориентации	280С	315С	350С
34°	0,9	1	1,2
55°	0,8	0,3	0,5
63°	1,25	0,2	0,5

Сравнивая данные влияния примеси на движения границ наклона  $[10\bar{1}0]$  и  $[11\bar{2}0]$  можно сделать вывод, что в данном концентрационном интервале и в данном температурном интервале границы наклона  $[10\bar{1}0]$  больше подвержены влиянию примеси, чем границы наклона  $[11\bar{2}0]$ . Это вызвано различной зависимостью структуры границ от угла разориентации.

## ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ НАПРЯЖЕННОСТИ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Иванов К.А.,  
Субботина Е.А.

*Самарский национальный исследовательский университет имени  
академика С.П. Королева, Самара, Россия*  
[ojv76@mail.ru](mailto:ojv76@mail.ru)

Для решения задач по увеличению прочностных и пластических свойств сплавов используются различные методы термообработки, включающие в себя такой метод как технология искусственного старения [1]. На начальных этапах старения в пересыщенном твердом растворе возникают обогащенные растворенным компонентом участки (зоны Гинье-Престона), оказывающие большое влияние на скорость передвижения дислокаций, таким образом, определяя прочностные свойства металлов.

Анализ ранее проведенных исследований показал [2], что наложение импульсного магнитного поля (ИМП) приводит практически всегда к увеличению пластических свойств сплава. Наблюдается, так называемый, положительный магнитопластический эффект (МПЭ) [3-5].

В связи с этим, целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния ИМП амплитудой напряженности от 1 до 7 кЭ и частотой 2 Гц на микротвердость и параметры тонкой структуры в алюминиевом сплаве АК9, состаренном в течение 4 ч при температуре старения 175 °С.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил сделать следующие выводы:

– установлено, что наложение ИМП приводит к уменьшению микротвердости до 27 %, при этом пластические свойства сплава возрастают. Наблюдается положительный МПЭ. Стоит отметить, что с увеличением амплитуды напряженности магнитного поля ход графика практически не изменяется.

– метод рентгенографического анализа показал, что наложение ИМП на старение алюминиевого сплава АК9 практически всегда приводит к увеличению параметра решетки сплава до 0,007 Å по сравнению с отжигом без поля.

– обнаружено, что зависимости среднего размера блоков когерентного рассеяния и величины относительных микродеформаций от амплитуды напряженности ИМП ведут себя не однозначно по отношению к соответствующим значениям параметров в отсутствии поля: ряд значений больше, чем в его отсутствие, а остальные меньше. При этом значения плотности дислокаций при наложении ИМП всегда ниже, чем значения, полученные без него.

1. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография. М.: Металлургия, 1970.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г. // Известия РАН. Серия физическая. 2021 г. Т. 85. № 7. С. 1025-1030.
3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. и др. // Кристаллография. 2003. Т. 48. С. 838.
4. Головин Ю.И. Магнитопластичность твердых тел // ФТТ. 2004. Т. 46. № 5. С. 769-803.
5. Моргунов Р.Б. Спиновая микромеханика в физике пластичности // УФН. 2004. Т. 174. №2. С. 131.

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

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Четверкин А.А.

*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия*  
[ojv76@mail.ru](mailto:ojv76@mail.ru)

Известно, что микротвёрдость закалённых алюминиевых сплавов типа Д1, Д16, Al–Li [1, 2], искусственно состаренных в постоянных и импульсных магнитных полях, заметно изменяется по сравнению со случаем старения без магнитного поля. Наблюдается, так называемый, магнитоэластический эффект (МПЭ) [3-5], заключающийся в изменении пластических свойств сплава в результате наложения магнитных полей. Следовательно целесообразным является использование ПМП для улучшения физико-механических свойств алюминиевого сплава АК9.

В связи с этим, целью данной работы является комплексное экспериментальное исследование влияния ПМП напряженностью 7 кЭ, времени отжига 4 ч и температуры старения от 120 до 350 °С на микротвердость и фазовый состав состаренного алюминиевого сплава АК9.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил сделать следующие выводы:

– наложение ПМП напряженностью 7 кЭ на старение алюминиевого сплава АК9 при температурах старения от 120 °С до 350 °С в течении 4 ч приводит к уменьшению микротвердости до 14 %. Наблюдается положительный магнитоэластический эффект;

– обнаружено, что при температуре отжига 175 °С наблюдается максимум микротвердости, который согласуется с литературными данными, эта температура является оптимальной температурой старения алюминиевого сплава АК9.

– рентгенофазовый анализ показал, что старение без наложения ПМП при всех температурах отжига практически всегда приводит к уширению до 0,29° всех линий, наблюдаемых на дифрактограммах, и уменьшению их интенсивности до 14 раз по сравнению с закаленным образцом. Данный факт указывает о большей искаженности кристаллической решетки, связанной с процессами старения и перестройкой структуры.

– установлено, что наложение ПМП на старение алюминиевого сплава АК9 при всех исследованных режимах термической обработки приводит практически всегда к увеличению до 8 раз интенсивности всех наблюдаемых линий и уменьшению их полуширины до 0,30°, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава.

1. Покоев А.В., Осинская Ю.В., Шахбанова С.Г. и др. // Известия РАН. Серия физическая. 2018 г., Т. 2. № 7. С. 961-964.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г. // Известия РАН. Серия физическая. 2021 г. Т. 85. № 7. С. 1025-1030.
3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. и др. // Кристаллография. 2003. Т. 48. С. 838.
4. Головин Ю.И. Магнитоэластичность твердых тел // ФТТ. 2004. Т. 46. № 5. С. 769-803.
5. Моргунов Р.Б. Спиновая микромеханика в физике пластичности // УФН. 2004. Т. 174. №2. С. 131.

## РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Емелин И.В.

*Самарский национальный исследовательский университет имени  
академика С.П. Королева, Самара, Россия*  
[ojv76@mail.ru](mailto:ojv76@mail.ru)

Образцы из бериллиевой бронзы БрБ-2, после закалки с 800 °С в воду, отжигали с целью старения в вакууме  $\sim 10^{-3}$  Па при разных температурах (от 250 до 500 °С) в течение 15–120 мин в постоянном магнитном поле (ПМП) напряженностью 558,6 кА/м и без него.

С помощью дифрактометра ДРОН-2 в  $\text{Co K}_\alpha$ -излучении выполнен рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализ образцов из бериллиевой бронзы БрБ-2, прошедших термическую и термомагнитную обработку. По данным рентгенофазового анализа рассчитаны параметр решетки материнской матрицы и концентрация бериллия в остаточной матрице в зависимости от времени, температуры отжига и напряженности ПМП.

Методом аппроксимации по дифрактограммам определяли физическое уширение рентгеновских линий различных порядков отражения (111) и (222) сплава БрБ-2 после старения в ПМП и без него. По физическим уширениям этих линий по методике [1] выполнены расчеты средних размеров когерентно-рассеивающих блоков, плотности дислокаций и величины относительной микродеформации и установлены их температурные, временные и полевые зависимости. В качестве эталона использовали закаленный образец бериллиевой бронзы БрБ-2, что позволило акцентировать внимание на процессах старения. На всех этапах обработки данных учитывали дублетность  $\alpha$ -линий и вводили соответствующие поправки.

Из полученных результатов видно, что характер изменения зависимостей микротвердости, построенной на основе ранее проведенных экспериментов, микродеформации, плотности дислокаций для оптимальной температуры старения 350 °С в ПМП и без него одинаков: экстремальные значения характеристик достигаются приблизительно при одних и тех же значениях времени старения, однако уровень значений заметно различается, причем более предпочтительные характеристики достигаются при включении ПМП. В частности, анализ приведенных данных свидетельствует о том, что наложение магнитного поля на процесс старения бериллиевой бронзы БрБ-2 приводит к формированию более равномерной мелкодисперсной структуры: размер блоков когерентного рассеяния в ПМП заметно меньше, плотность дислокаций и величина микродеформации структуры заметно выше, чем без поля.

Сделан вывод, что наложение ПМП изменяет скорость ухода бериллия из материнского раствора в зоны обогащения и улучшает физико-механические свойства материала за счет изменений параметров тонкой структуры материала.

1. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-микроскопический анализ. М.: МИСИС, 2002. - 360 с.



## УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА С ПОЛОСОЙ СДВИГА В СЛУЧАЕ ПЛОСКОДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

**Остриков О.М.**

*УО «Белорусский государственный университет транспорта»,  
Гомель, Республика Беларусь  
[omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)*

Для проектирования технических систем, использующих металлические стекла, в рамках, например, технического проекта, необходимы теоретические проектные расчеты, основанные на методах механики деформируемого твердого тела [1, 2]. Так как металлические стекла при деформировании подвержены негомогенной пластичности [3–6], то интересен ответ на вопрос, будет ли оставаться в равновесии металлическое стекло с полосой сдвига после его деформирования. Ответ на этот вопрос и стал целью данной работы.

Условие равновесия может быть представлено в виде [2]:

$$\begin{cases} \frac{\partial}{\partial x} \int_0^L \sqrt{1 + (f'(\xi))^2} \rho(\xi) \sigma_{xx}^{(0)}(x, y, \xi) d\xi + \frac{\partial}{\partial y} \int_0^L \sqrt{1 + (f'(\xi))^2} \rho(\xi) \sigma_{xy}^{(0)}(x, y, \xi) d\xi = 0 \\ \frac{\partial}{\partial x} \int_0^L \sqrt{1 + (f'(\xi))^2} \rho(\xi) \sigma_{xy}^{(0)}(x, y, \xi) d\xi + \frac{\partial}{\partial y} \int_0^L \sqrt{1 + (f'(\xi))^2} \rho(\xi) \sigma_{yy}^{(0)}(x, y, \xi) d\xi = 0 \end{cases}$$

Здесь  $L$  – длина полосы сдвига;  $\xi$  – параметр интегрирования;  $\rho(\xi)$  – линейная плотность распределения вектора  $\vec{\sigma}$  вдоль полосы сдвига;  $f(\xi)$  – функция, описывающая форму криволинейной полосы сдвига;  $\sigma_{ij}^{(0)}(x, y, \xi)$  находится по формулам:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^{(0)}(x, y, \xi) &= -\frac{\mu\sigma}{2\pi(1-\nu)} \frac{(y-f(\xi)) [3(x-\xi)^2 + (y-f(\xi))^2]}{[(x-\xi)^2 + (y-f(\xi))^2]^2}, \\ \sigma_{yy}^{(0)}(x, y, \xi) &= \frac{\mu\sigma}{2\pi(1-\nu)} \frac{(y-f(\xi)) [(x-\xi)^2 - (y-f(\xi))^2]}{[(x-\xi)^2 + (y-f(\xi))^2]^2}, \\ \sigma_{xy}^{(0)}(x, y, \xi) &= \frac{\mu\sigma}{2\pi(1-\nu)} \frac{(x-\xi) [(x-\xi)^2 - (y-f(\xi))^2]}{[(x-\xi)^2 + (y-f(\xi))^2]^2}, \end{aligned}$$

где  $\mu$  – модуль сдвига;  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

В результате решения приведенной выше системы уравнений получаются два равенства типа  $0+0=0$ . Это указывает на то, что металлическое стекло с остаточной криволинейной полосой сдвига в случае плоскодеформированного состояния находится в равновесии.

1. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. – Киев: Наук. Думка, 1978. – 220 с.
2. Василевич Ю.В., Остриков О.М. Выполнение условия равновесия твердого тела с нетонким остаточным клиновидным двойником в случае плоскодеформированного состояния. – Машиностроение. – Мн.: БНТУ, 2021. – Вып. 34. – С. 128–134.
3. Глезер А.М., Молотилев Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.
4. Остриков О.М. Дислокационная гармоническая модель полосы сдвига в аморфном материале. – Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого. – 2007, № 4. – С. 41 – 48.
5. Верещагин М.Н., Остриков О.М. Дислокационная модель полисинтетических полос сдвига в аморфных материалах. – Прикладная механика и техническая физика. – 2003. – Т. 44, №3. – С. 164 – 168.
6. Верещагин М.Н., Остриков О.М., Зюков Д.Б. Моделирование напряженного состояния у полосы сдвига в аморфном материале. – Доклады НАН Беларуси. – 2003. Т. 47, № 3. – С. 113 – 115.

## ЭЛЕМЕНТАРНЫЙ НОСИТЕЛЬ ПОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПОЛОСЫ СДВИГА В АМОРФНОМ МАТЕРИАЛЕ В СЛУЧАЕ ПЛОСКОДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Остриков О.М.

*УО «Белорусский государственный университет транспорта»,  
Гомель, Республика Беларусь, [omostrikov@mail.ru](mailto:omostrikov@mail.ru)*

Понятие дислокации для аморфного материала сложно определяемо из-за отсутствия в атомной структуре данного материала дальнего порядка [1–4]. Это приводит к неопределенности длины линейного дефекта, к классу которых относится дислокация [5]. Однако, в случае плоской задачи, когда поле напряжений рассматривается в плоскости, содержащей один атомный слой, для математического моделирования может быть использована функция поля напряжений, создаваемых дислокацией. Поэтому в данной работе по аналогии с теорией дислокаций [5] введем меру  $\vec{o}$  вектора смещения  $\vec{u}$  вызванного линейным дефектом в сплошной среде. Опишем данный дефект контуром радиусом  $R$ . Пусть  $R$  не превышает двух-трех межатомных расстояний  $a$  (т.е.  $2a < R < 3a$ ). Тогда наблюдаемая в ядре дефекта математическая неопределенность будет невелика и в случае плоскодеформированного состояния можно записать:

$$\oint du_i = \int \frac{du_i}{dl} dl = -o_i.$$

Здесь  $dl$  – элемент контура, очерчивающего рассматриваемый дефект.

Решая плоскую задачу, получим формулы для расчета полей напряжений, создаваемых рассматриваемым дефектом в аморфном материале:

$$\begin{aligned}\sigma_{xx}^{(пл)}(x, y) &= -\frac{\mu o}{2\pi(1-\nu)} \frac{y[3x^2 + y^2]}{[x^2 + y^2]^2}, \\ \sigma_{yy}^{(пл)}(x, y) &= \frac{\mu o}{2\pi(1-\nu)} \frac{y[x^2 - y^2]}{[x^2 + y^2]^2}, \\ \sigma_{xy}^{(пл)}(x, y) &= \frac{\mu o}{2\pi(1-\nu)} \frac{x[x^2 - y^2]}{[x^2 + y^2]^2},\end{aligned}$$

где  $\mu$  – модуль сдвига;  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Транслируя данный элементарный источник напряжений вдоль кривой, получим поле напряжений, создаваемых полосой сдвига в аморфном материале. Согласно методам работы [6], не трудно показать, что в случае плоскодеформированного состояния данное поле напряжений будет равновесным, что доказывает правомерность введения понятия дефекта мощностью  $\vec{o}$ .

1. Глезер А.М., Молотилов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. – М.: Металлургия, 1992. – 208 с.
2. Остриков О.М. Дислокационная гармоническая модель полосы сдвига в аморфном материале. – Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого. – 2007, № 4. – С. 41–48.
3. Верещагин М.Н., Остриков О.М. Дислокационная модель полисинтетических полос сдвига в аморфных материалах. – Прикладная механика и техническая физика. – 2003. – Т. 44, №3. – С. 164–168.
4. Верещагин М.Н., Остриков О.М., Зюков Д.Б. Моделирование напряженного состояния у полосы сдвига в аморфном материале. – Доклады НАН Беларуси. – 2003. Т. 47, № 3. – С. 113–115.
5. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. – Киев: Наук. Думка, 1978. – 220 с.
6. Василевич Ю.В., Остриков О.М. Выполнение условия равновесия твердого тела с нетонким остаточным клиновидным двойником в случае плоскодеформированного состояния. – Машиностроение. – Мн.: БНТУ, 2021. – Вып. 34. – С. 128–134.

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti–Zr–Nb–N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ****Соснин К.В.**

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,  
[K.sosnin@mail.ru](mailto:K.sosnin@mail.ru)*

Покрытия системы Ti–Zr–Nb–N формировали комплексным электрофизическим методом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. Режимы обработки на настоящем этапе не раскрываются для обеспечения патентной чистоты исследования (работа находится на начальном этапе). Описанные данные представляют собой усредненные значения по десяти образцам для каждого режима.

В образце 1 (получен в режиме 1 трехстадийной обработки) было обнаружено 4 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза TiN (FM3-M) #26947. Ее содержание равно 42,37 %. При этом область когерентного рассеяния (ОКР) рассматриваемой фазы имеет значение 8,69 Å, а параметр кристаллической решетки  $a$  – 4,3 нм. Массовая доля фазы Ti<sub>05</sub>Nb<sub>05</sub> равна 40,28 %, при минимальном ОКР в 10,4 Å, и параметре кристаллической решетки  $a$ , имеющем значение 3,2757 нм. На фазу Ti (P63\_ММС) #76265 приходится 8,98 %. Ее параметры кристаллической решетки  $a$  и  $c$  равны 3,0148 нм 4,8554 нм, соответственно. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза Ti<sub>2</sub>Zr 030654534. Ее содержание равно 8,36 %, а ОКР и параметры кристаллической решетки  $a$  и  $c$  равны имеют следующие значения: 16,72 Å, 3,0148 нм 4,8554 нм.

В образце 2 (получен в режиме 2 трехстадийной обработки) наблюдается 4 фазы, среди которых наибольшей массовой долей, чье значение опустилось до 30,62 %, обладает фаза Ti<sub>05</sub>Nb<sub>05</sub>. При этом значение ее параметра ОКР возросло до максимума 28,26 Å, а параметр кристаллической решетки  $a$  увеличился до 3,2817 нм. Массовая доля фазы TiN (FM3-M) #26947 снизилась до 30,47 %. Ее ОКР возросла до 13,61 Å при неизменном параметре кристаллической решетки  $a$  4,3 нм. Массовая доля Ti<sub>2</sub>Zr 030654534 возросла 25,6 % при минимальном ОКР, имеющем значение 8,68 Å. Ее параметры кристаллической решетки  $a$  и  $c$  максимальны и равны 3,0538 нм и 4,8614 нм, соответственно. Помимо прочих в рассматриваемом образце наблюдается фаза Ti (IM3-M) #44391, содержание которой минимально и равно 13,3 %. Ее ОКР имеет значение 19,92 Å, а параметр кристаллической решетки  $a$  – 3,3138 нм.

В образце 3 (получен в режиме 3 трехстадийной обработки) наблюдается 3 фазы, среди них TiN (FM3-M) #26947 обладает наибольшей массовой долей, возросшей до 71,86 %. При этом ее ОКР снизился до 8,69 Å, а параметр кристаллической решетки  $a$  остался неизменен и равен 4,3 нм. Массовая доля фазы Ti<sub>05</sub>Nb<sub>05</sub> снизилась до 28,09 %. Уменьшилась также ее ОКР, которая в рассматриваемом образце равна 12,40 Å. Параметр решетки  $a$  достиг своего минимума 3,2716 нм. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает фаза Ti<sub>2</sub>Zr 030654534, содержание которой сократилось до 0,05 %, в тоже время ее ОКР возросла до 16,72 Å, а параметры кристаллической решетки  $a$  и  $c$  снизились до 3,0325 нм и 4,759 нм, соответственно.

В образце 4 (получен в режиме 4 трехстадийной обработки) на фазу Ti<sub>05</sub>Nb<sub>05</sub> приходится наибольшая массовая доля, значение которой возросло до своего максимума 79,25 %. Оставшиеся фазы TiNbN и Zr IM-3M.

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-00035).*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Co–Ag–N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ****Романов Д.А.***Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,  
[romanov\\_da@physics.sibsiu.ru](mailto:romanov_da@physics.sibsiu.ru)*

Электроэрозионностойкие покрытия системы Co–Ag–N формировали комплексным электрофизическим методом, включающим электровзрывное напыление, электронно-пучковую обработку и азотирование. Режимы обработки на настоящем этапе не раскрываются для обеспечения патентной чистоты исследования (работа находится на начальном этапе). Описанные данные представляют собой усредненные значения по десяти образцам для каждого режима.

В образце 1 было обнаружено 4 фазы, среди которых наибольшей массовой долей, значение которой составило 52,06 % обладает фаза Cu (04-020-5482). Ее параметр области когерентного рассеяния (ОКР) достиг максимального значения 88,76 нм, а параметр кристаллической решетки  $a$  уменьшается до 3,6168 Å. На втором месте по содержанию находится фаза Ag (04-003-5625) со значением 28,67 %. Ее ОКР равен 61,86, а параметры кристаллической решетки  $a$  и  $c$  имеют значения 4,0763 Å и 4,3524 Å, соответственно. Фаза Co (04-020-5482), обладающая массовой долей 14,4 % находится на третьем месте. Ее ОКР равна 21 нм, а параметр кристаллической решетки  $a$  имеет максимальное значение 3,6127 Å. Наименьшей массовой долей 4,87 % в рассматриваемом образце обладает фаза Co<sub>3</sub>N (04-004-6546). При ОКР равной 23,86 нм и параметрах кристаллической решетки  $a$  и  $c$ , имеющих значения 4,6329 Å и 4,3524 Å, соответственно.

В образце 2 было обнаружено 5 фаз. Наибольшей массовой долей в нем обладает фаза Cu (04-013-9963). Ее значение увеличилось до 91,22 %. При ОКР, возросшем до 74,6 нм, и параметре кристаллической решетки  $a$ , оставшимся равным 3,6168 Å. В рассматриваемом образце также была обнаружена фаза Co<sub>2</sub>N (04-011-7279), которая больше не встречается нигде. Ее массовая доля равна 3,08 %. ОКР имеет значение 9,92 нм, а параметры кристаллической решетки  $a$ ,  $b$  и  $c$  – 4,5876 Å, 4,4325 Å и 2,848 Å, соответственно. Массовая доля Ag (04-003-5625) уменьшается до 2,13 %. При ОКР, достигающей своего максимума 69,43 нм, и параметре кристаллической решетки  $a$  возросшем до 4,0777 Å. Содержание фазы Co<sub>3</sub>N (04-004-6546) снижается до 1,81 %. При ОКР, достигающей максимума 76,58 нм. Параметры кристаллической решетки  $a$  и  $c$  рассматриваемой фазы снижаются до 4,6057 Å и 4,3494 Å, соответственно. При этом параметр  $c$  достиг своего минимума. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает Co (04-020-5482). Ее содержание уменьшается до 1,76 %. Ее ОКР возросла своего максимума 97,84 нм. Параметр кристаллической решетки  $a$  снижается до 3,6083 Å.

В образце 4 было обнаружено 4 фазы, среди которых наибольшей массовой долей обладает фаза Ag (04-003-5625). Ее содержание достигает максимума 31,24 %, ОКР снижается до 55,46 нм, а параметр кристаллической решетки  $a$  уменьшается до своего минимума 4,0753 Å. Содержание Cu (04-013-9963) снизилось до минимального значения 30,32 %. При этом ОКР снижается до 67,99 нм, а параметр кристаллической решетки достигает своего максимального значения 3,6189 Å. Массовая доля Co (04-020-5482) также максимальна в рассматриваемом образце и равна 21,4 %. Наименьшей массовой долей в рассматриваемом образце обладает Co<sub>3</sub>N.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.*

## МЕТОДОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ БИОИНЕРТНЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Mo

Пронин С.Ю., Соснин К.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,  
[Major-Pronin@mail.ru](mailto:Major-Pronin@mail.ru)*

Созданы методологические основы формирования биоинертных электровзрывных покрытий системы Ti-Mo, подтвержденные исследованиями структуры (на макро-, микро- и наноуровне), механических свойств, пролиферативной и противомикробной активности клеточных линий.

Элементный состав покрытия и прилегающего к нему подслоя подложки изучали методами микрорентгеноспектрального анализа. В результате выполненных исследований установлено, что элементный состав покрытия неоднороден и изменяется по мере удаления от поверхности. В поверхностном слое формируется двухкомпонентный сплав, представленный практически в равных количествах атомами молибдена и титана. В области покрытия, прилегающей к подложке, преобладающим элементом является титан; выявляются атомы алюминия и ванадия, которые проникают в покрытие из подложки. Следует также отметить легирование атомами молибдена слоя подложки, прилегающего к покрытию.

В поверхностном слое формируется поликристаллическая структура на основе молибдена в которой атомы титана располагаются в объеме зерен молибдена, образуя твердый раствор, и на границах зерен, формируя включения округлой формы. Размеры включений изменяются в пределах от 0,12 мкм до 0,4 мкм.

В средней части покрытия формируется более дисперсная зеренная структура на основе твердого раствора титана в молибдене. Титан, как и в поверхностном слое располагается преимущественно по границам зерен молибдена в виде включений округлой формы.

В переходном слое «покрытие/подложка» наблюдается четкая граница раздела, однако, элементы покрытия (молибден) и подложки (алюминий и ванадий) проникают друг в друга, формируя, по всей видимости, твердые растворы на основе молибдена и титана.

Кристаллиты овальной формы, имеющие светлый контраст, являются зернами твердого раствора на основе титана, окружающие их зерна сформированы твердым раствором на основе молибдена. Оба типа зерен содержат в объеме наноразмерные (4–12 нм) частицы второй фазы. В объеме зерен молибдена (твердый раствор на основе кристаллической решетки молибдена) присутствуют наноразмерные включения второй фазы. Включения второй фазы располагаются также и по границам зерен молибдена в виде протяженных прослоек или частиц округлой формы. Индицирование микроэлектроннограммы подтверждает выводы, сделанные на основании результатов микрорентгеноспектрального анализа, и показывает, что основная площадь занята зернами твердого раствора на основании молибдена. В объеме и на границах зерен молибдена располагаются частицы состава  $\text{Mo}_9\text{Ti}_4$ .

В объеме покрытия структура более дисперсна, по сравнению со структурой поверхностного слоя. Зерна светлого контраста являются кристаллитами  $\alpha$ -титана (твердый раствор на основе титана). Данные результаты подтверждают выводы, сделанные на основании исследований элементного состава покрытия.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-5585.2021.4.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-C

Московский С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,  
[psk-svm@yandex.ru](mailto:psk-svm@yandex.ru)*

Режимы электровзрывного напыления на настоящем этапе не раскрываются для обеспечения патентной чистоты исследования (работа находится на начальном этапе). Описанные данные представляют собой усредненные значения по десяти образцам для каждого режима.

При визуальном осмотре образцов, подвергнутых электровзрывному напылению электровзрывного покрытия системы Ag-C, было установлено, что сформированная поверхность состоит из областей серых и темно-серых оттенков, зон медного цвета и участков серебристого цвета.

В образце 1 наибольшую часть покрытия занимают области темно-серых оттенков, площадь которых равна 47,86 %. В них можно заметить малые участки серебристого цвета, имеющие поверхностную долю 2,95 %. Для рассматриваемой фазы данное значение является минимальным. Возле границ образца расположены две зоны медного цвета, суммарная площадь которых является наименьшей. Ее значение равно 2,04 %. Остальную часть образца, равную 47,14 %, занимают области серого цвета.

В образце 2 наибольшей поверхностной долей обладают участки серого цвета. По сравнению с предыдущим образцом ее значение уменьшилось до своего минимального значения 46,41 %. В тоже время площадь участков серебристого цвета возросла до своего максимума 32,54 %. Поверхностная доля областей темно-серых оттенков значительно снизилась и составляет 18,36 %. Участкам медного цвета, лежащим возле границ образца, принадлежит наименьшая площадь покрытия, возросшая по сравнению с предыдущим образцом до 18,36 %.

В образце 3 площадь поверхности, занимаемая областями темно-серых оттенков, снизилась до своего минимального значения 12,54 %. Наибольшей поверхностной долей обладают области серого цвета, значение которой возросло до 53,96 %. Площадь участков серебристого цвета снизилась до 32,34 % по сравнению с предыдущим образцом. Участок медного цвета имеет наименьшую поверхностную долю 1,16 %.

В образце 4 наибольшую поверхностную долю занимают области серого цвета. Ее значение возросло до максимума 60,96 %. В тоже время площадь областей темно-серых оттенков возросла до своего максимального значения 35,28 %. Наименьшей поверхностной долей обладают участки серебристого цвета. Ее значение снизилась до минимума 3,76 %.

В образце 5 наибольшую площадь, равную 46,90 %, занимают области темно-серых оттенков. Поверхностная доля участков серебристого цвета возросла до 29,96 %. В тоже время присутствие областей черного цвета уменьшилось 12,93 %. Наименьшей площадью поверхности обладают зоны медного цвета. Ее значение возросло до своего максимума 10,22 %. В образце 6 площадь поверхности, занимаемая областями серого цвета, является наибольшей. Ее значение возросло до 51,45 %. Поверхностная доля участков серебристого цвета уменьшилась до 24,82 %.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4292.2022.4.*

## ЛОКАЛЬНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ДИНАМИКА РАСПЛАВА НИКЕЛЯ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Хуснутдинов Р.М.<sup>1,2,\*</sup>, Хайруллина Р.Р.<sup>1</sup>, Мокшин А.В.<sup>1,2</sup>, Суслов А.А.<sup>2</sup>,  
Ладьянов В.И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Казанский (Приволжский) федеральный университет, Казань, Россия

<sup>2</sup>Удмуртский федеральный исследовательский центр УрО РАН,

Ижевск, Россия

\* [khrm@mail.ru](mailto:khrm@mail.ru)

Для переохлажденных переходных металлов характерно отсутствие дальнего порядка и наличие специфического ближнего порядка в расположении атомов. Так, наличие плеч и уширений во втором максимуме экспериментально измеряемой величины – в статическом структурном факторе  $S(k)$  – обычно интерпретируется как проявление икосаэдрического (идеального или искаженного) ближнего порядка. Икосаэдрический ближний порядок представляет собой структуру с пятилучевой симметрией в расположении атомов, что обуславливает возможность достижения системой глубокого переохлаждения. Известно, что структура переохлажденных переходных металлов характеризуется сложными многогранниками Франка-Каспера с координационными числами  $z=14-16$ . Ближний структурный порядок таких расплавов представляет научный интерес, поскольку считается, что локальная структура расплавов оказывает сильное влияние на его микроскопическую коллективную динамику, транспортные свойства и стеклообразующую способность.

В работе представлены результаты исследования локальных структурных особенностей, микроскопической коллективной динамики и транспортных свойств равновесного и переохлажденного расплава никеля. Проведены комплексные исследования соответствующих физических свойств расплава никеля с использованием крупномасштабных численных расчетов, рентгеноструктурного анализа и экспериментов по вискозиметрии. Обнаружено хорошее согласие результатов рентгеноструктурного анализа для равновесного расплава никеля с результатами моделирования и экспериментальными данными по дифракции нейтронов. Установлено, что в жидком никеле вклад парной энтропии в избыточную конфигурационную энтропию составляет ~60% в высокотемпературной области и ~80% вблизи и ниже температуры плавления. Было обнаружено хорошее совпадение наших экспериментальных результатов по вискозиметрии с другими известными экспериментальными данными и результатами моделирования транспортных характеристик (коэффициентов самодиффузии и вязкости) расплава никеля в широком диапазоне температур. Показано, что результаты моделирования и экспериментальные данные корректно воспроизводятся модифицированным соотношением Стокса-Эйнштейна, полученным в рамках масштабных преобразований Розенфельда.

*Работа поддержана Российским Научным Фондом (проект № 22-22-00508).*

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

Аксенова К.В.<sup>1\*</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Ващук Е.С.<sup>3</sup>

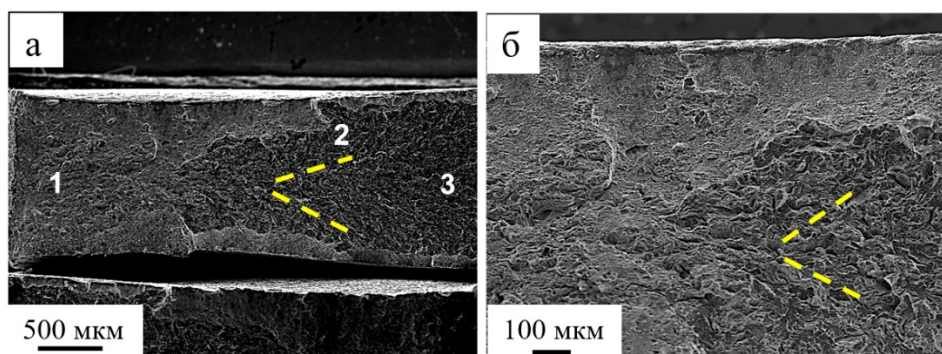
<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

<sup>3</sup>Филиал Кузбасского государственного технического университета имени Т.Ф. Горбачева в г. Прокопьевске, Россия

\* [19krestik91@mail.ru](mailto:19krestik91@mail.ru)

В настоящей работе методами современного физического материаловедения проведены исследования и анализ дефектной субструктуры перлита пластинчатой морфологии и свойств рельсовой стали, подвергнутой разрушению в условиях деформации одноосным растяжением плоских образцов. Установлено, что предел прочности изменяется от 1247 до 1335 МПа, а относительная деформация до разрушения от 0,22 до 0,26. Выявлено формирование трех зон поверхности разрушения: волокнистая зона (центральная часть образца), следующая за ней радиальная зона и, далее, по краю образца, зона среза (рис. 1). Волокнистая зона по форме является эллиптической с большей осью, параллельной длинным сторонам прямоугольника (рис. 1, а). Радиальная зона образцов, ширина которых значительно больше толщины, имеет вид шеврона или «елочки» (рис. 1, б), что часто связывают с нестабильным, относительно быстрым распространением трещины. Появление шевронного узора обусловлено несовпадением общего направления распространения трещины и кратчайшего направления от фронта трещины до свободной поверхности. В этом случае радиальные рубцы распространяются по направлению к свободной поверхности, формируя шевронные узоры. Вершины V-образных шевронов направлены от очага разрушения. Следовательно, очаг разрушения в нашем случае расположен на левом краю образца.



**Рис. 1.** Фрактография поверхности разрушения рельсовой стали: 1 – зона среза, 2 – радиальная зона, 3 – волокнистая зона

Деформация рельсовой стали сопровождается разрушением пластин цементита колоний перлита и повторным выделением в объеме пластин феррита наноразмерных частиц третичного цементита размером  $\sim 8,3$  нм. Скалярная плотность дислокаций в феррите увеличивается от  $3,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  в исходном состоянии до  $7,9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  при разрушении. Выявлена фрагментация пластин феррита и цементита. Средние размеры фрагментов цементита составляют  $\approx 9,3$  нм.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-32-60001) и стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП-4517.2021.1).*



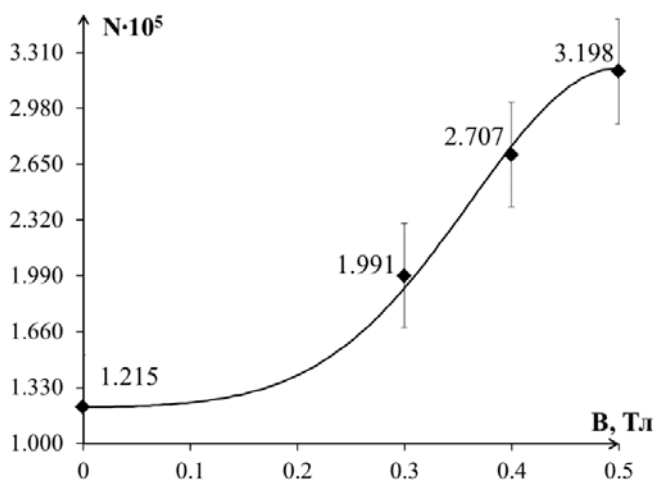
## УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНА VT1-0 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

Аксёнова К.В., Шляров В.В., Загуляев Д.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия  
[19krestik91@mail.ru](mailto:19krestik91@mail.ru)*

К настоящему времени различными научными коллективами установлено, что воздействие магнитного поля на "немагнитные" металлические материалы (Al, Cu, Zn и др.) приводит к изменению их деформационного поведения. Основным результатом магнитного воздействия на металлические материалы является его пластификация, что, несомненно, должно увеличить усталостный ресурс парамагнитных металлов, к которым относится титан. Целью настоящей работы является исследование усталостной долговечности титана VT1-0 в обычных условиях и в условиях воздействия постоянным магнитным полем. Многоцикловые усталостные испытания осуществлялись по схеме циклического несимметричного консольного изгиба с частотой нагружения  $3,3 \text{ с}^{-1}$  и одновременным воздействием магнитного поля разной величины (0,3-0,5 Тл). Образцы для усталостных испытаний имели форму параллелепипеда с параметрами  $4 \times 12 \times 130 \text{ мм}^3$  и имитацией трещины двумя надрезами в виде полуокружности радиусами 22 мм.

График зависимости среднего количества циклов до разрушения  $N$  от параметров внешнего магнитного поля (индукции  $B$ ) представлен на рисунке. Установлено, что технически чистый титан марки VT1-0, подвергнутый испытаниям в условиях много-



**Рис.** Зависимость среднего количества циклов до разрушения  $N$  от индукции магнитного поля  $B$

циклового усталости без применения магнитного поля, разрушается в среднем через  $121478 \pm 7112$  циклов после приложения асимметричной нагрузки с частотой  $\sim 3,4$  циклов/с. Воздействие постоянным магнитным полем в процессе испытаний приводит к увеличению усталостной долговечности, а именно, среднее число циклов до разрушения составляет:  $199105 \pm 15023$  при  $B = 0,3$  Тл,  $270492 \pm 20505$  при  $B = 0,4$  Тл и  $319828 \pm 27321$  при  $B = 0,5$  Тл. Анализ зависимости показывает, что применение магнитного поля с индукцией 0,3, 0,4 и 0,5 Тл приводит к кратному увеличению среднего количества циклов до разрушения образцов титана VT1-0 на 64, 123 и 163%, соответственно. Таким образом, можно утверждать, что постоянное магнитное поле является эффективным методом повышения усталостного ресурса титана.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-00118).*

## СТРУКТУРНЫЙ ПЕРЕХОД ПРИ ОБРАЗОВАНИИ НАНОЧАСТИЦ ИНДИЯ В ТОНКОЙ ПЛЕНКЕ ОРГАНИЧЕСКОГО ПОЛУПРОВОДНИКА

Аристова И.М.<sup>1</sup>, Ходос И.И.<sup>2</sup>

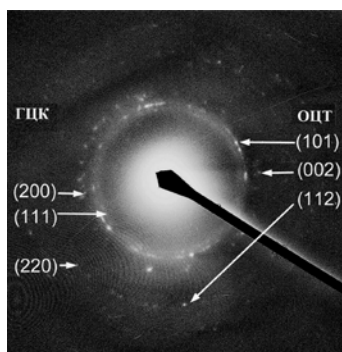
<sup>1</sup> Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

<sup>2</sup> Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия

[aristova@issp.ac.ru](mailto:aristova@issp.ac.ru)

Материалы приобретают новые свойства, когда характерные размеры их структурных составляющих уменьшаются до наноуровня. Благодаря возрастанию вклада поверхностной энергии не исключено, что энергия наночастиц будет повышена, а их структура станет неравновесной. Это может позволить реализоваться фазам, которые не наблюдаются в массивных веществах. Для дальнейшего развития нанотехнологий важно знание размерно-зависимого изменения свойств различных материалов.

В настоящей работе представлены результаты исследования формирования композиционных материалов путем напыления индия на ультратонкую пленку органического полупроводника тетрафторфталоцианина меди ( $\text{CuPcF}_4$ ). Анализ электронно-микроскопических изображений наночастиц индия, образующихся на поверхности и в объеме органической пленки на различных стадиях термического осаждения металла в условиях сверхвысокого вакуума дал ценную информацию об эволюции размеров, структуры, распределения наночастиц индия. Оказалось, что 2D/3D сверхмалые нано-



**Рис.1.** Электронограмма, полученная от тонкой пленки органического полупроводника  $\text{CuPcF}_4$  при величине покрытия In 3.2 нм.

объекты (с распределением по размерам от 5 до 28 нм при среднем размере 16 нм) имеют не только объемноцентрированную тетрагональную (ОЦТ) кристаллическую структуру, характерную для массивного индия, но и стимулированную размерным эффектом гранецентрированную кубическую (ГЦК) структуру с постоянной решетки  $a = 0.53$  нм, наблюдающуюся в массивном металле (Рис.1). Кристаллографическую перестройку ГЦК - ОЦТ наиболее просто и наглядно можно описать схемой Бейна для мартенситно-подобного превращения. Для этого в двух соседних элементарных ГЦК ячейках ( $a = 0.53$  нм) необходимо выделить ячейку с ОЦТ решеткой и отношением  $c/a = \sqrt{2}$ . Чтобы получить решетку массивного индия, для которого  $a = 0.325$  нм,  $c = 0.495$  нм и  $c/a = 1.52$ , следует сжать выделенную ячейку вдоль оси  $[001]$  примерно на 7%, а вдоль осей  $[010]$  и  $[100]$  - на 13 %. Такая однородная деформация решетки называется бейновской. Однако, т.к., в отличие от схемы, перемещения атомов в процессе превращения являются более сложными, то по существующей теории бейновскую деформацию надо дополнить еще деформацией, которая осуществляется или двойникованием, или дислокационным скольжением. В этом случае становится понятным наличие двойников в структуре объемных сферических ОЦТ наночастиц индия [1].

*Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФТТ РАН, Государственного задания № 075-00355-21-00 ИПТМ РАН и поддержана РФФИ (Грант № 20-02-00489).*

1. O.V. Molodtsova, I.M. Aristova, D.V. Potorochin, I.I. Khodos, A.N. Chaika, S.V. Babenkov, S.L. Molodtsov, A.A. Makarova, D.A. Smirnov, V.Yu. Aristov. Applied Surface Science 546 (2021) 149136.

## ВЛИЯНИЕ АНИЗОТРОПИИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФфуЗИИ НА ПРОЦЕССЫ ПЕРЕНОСА ПРИМЕСЕЙ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Львов П.Е.,<sup>1,2\*</sup> Сибатов Р.Т.<sup>3,4</sup>

<sup>1</sup>Ульяновский государственный университет, Ульяновск, Россия

<sup>2</sup>Институт нанотехнологий микроэлектроники РАН, Москва, Россия

<sup>3</sup>Московский физико-технический институт, Долгопрудный, Россия

<sup>4</sup>НПК «Технологический центр», Москва, Россия

\* [LvovPE@sv.uven.ru](mailto:LvovPE@sv.uven.ru)

Транспорт примесей и точечных дефектов по границам зерен характеризуется высокими значениями коэффициента диффузии, который может превышать коэффициент диффузии в объеме зерна на восемь порядков  $\gamma \sim 10^8$  [1]. При этом коэффициент диффузии является анизотропным, т.к. его значения вдоль границы зерна может превышать на порядок значение в поперечном направлении [1].

Для описания динамики концентрационного поля примеси в поликристаллическом материале предложено модифицированное уравнение Кана-Хилларда, учитывающее анизотропию подвижности и связанных с ней флуктуаций. С помощью моделирования установлено влияние анизотропии подвижности на процесс зернограничной диффузии в режимах А, В и С (рис. 1), а также на формирование вторых фаз по механизму нуклеации (рис. 2). Показано, что транспорт растворенного компонента в поликристаллах носит субдиффузионный характер. Анизотропия подвижности примеси в системе плоскопараллельных зерен приводит к опережению диффузионного фронта, а в поликристалле к замедлению его движения по сравнению со случаем изотропной подвижности. Уменьшение подвижности в поперечном направлении приводит к уменьшению скоростей зарождения и роста вторых фаз.

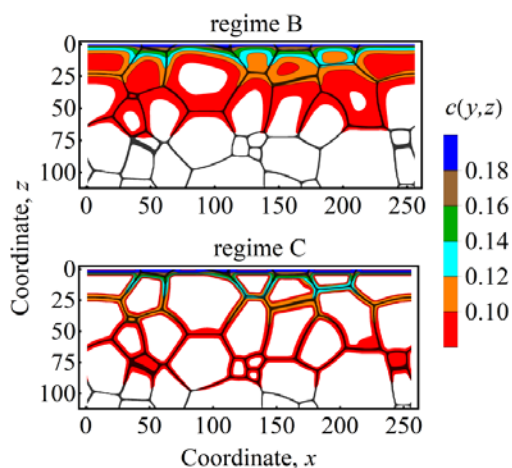


Рис. 1. Распределение концентрационного поля в процессе диффузии из источника с постоянной концентрацией ( $z = 0$ ) для режимов В ( $\gamma \sim 10^3$ ) и С ( $\gamma \sim 10^5$ ) при температуре  $T = 0.65T_C$ .

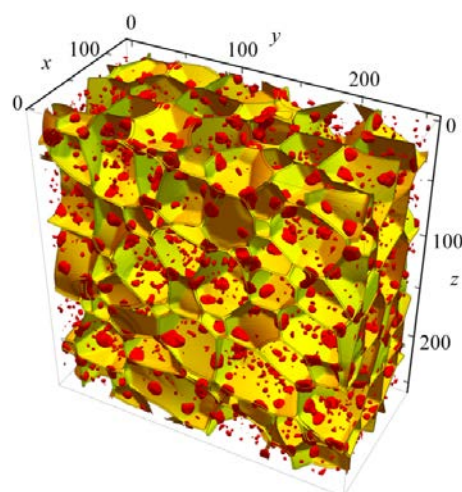


Рис. 2. Распределение фаз в процессе распада пересыщенного бинарного сплава ( $c = 18\text{at.}\%$ ,  $T = 0.65T_C$ ) при  $\gamma \sim 10^3$  (режим В на рис 1.).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (проект № 22-11-00036).*

1. I. Kaur, Y. Mishin, W. Gust, Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion, John Wiley & Sons LTD, Chichester, 1995.

## НАНОТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ ЮНГА В ОТОЖЖЁННЫХ СПЛАВАХ Ti–2ВЕС.%V ПОСЛЕ КВД

Давдян Г.С.<sup>1</sup>, Страумал Б.Б.<sup>1</sup>, Афоникова Н.С.<sup>1</sup>, Тюрин А.И.<sup>2</sup>,  
Горнакова А.С.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия  
<sup>2</sup>Научно-исследовательский институт “Нанотехнологии и наноматериалы” ТГУ им.  
Г.Р. Державина, Тамбов, Россия  
[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Благодаря таким свойствам как высокая удельная прочность, жаропрочность и коррозионная стойкость во многих средах сплавы титана широко применяются в самых различных отраслях промышленности [1-2]. Свойства и структура титановых сплавов изменяются путем легирования, термической и механической обработок. Титан имеет три различные кристаллические модификации: низкотемпературная ( $\alpha$ Ti) фаза с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой, высокотемпературная ( $\beta$ Ti) фаза с объёмно-центрированной кубической (ОЦК) структурой решетки и  $\omega$  фаза, образующаяся под высоким давлением и имеющая искажённую ГПУ решетку.

В данной работе были исследованы зависимости значений нанотвердости и модуля Юнга вдоль диаметра образцов сплава Ti–2вес.%V. Образцы предварительно были отожжены при температурах 400°C, 700°C и 1000°C, а далее обработаны с помощью кручения под высоким давлением (КВД) - 7 ГПа, 5 оборотов и 1 оборот в минуту при комнатной температуре.

Два образца отожженные при 400 и 700°C соответствуют области ( $\alpha$ Ti) фазовой диаграммы Ti–V, а 1000°C - области ( $\beta$ Ti). При этом образец, отожжённый при 400°C, имеет большой разброс значений нанотвердости, и в зависимости от их удаленности от центра, значения варьируются от 4 ГПа в центре до 5.5 ГПа на краях. Тогда как образец, отожжённый при 700°C, имеет равномерное распределение по всей области измерения вдоль диаметра образца, среднее значение соответствует 6.1 ГПа. Образец отожженный при 1000°C, имеет характер зависимости и значения нанотвердости близки к значениям, полученным в образце при 700°C. Средние значения модуля Юнга однородны вдоль диагонали и близки для всех образцов: 144.6 ГПа (400°C), 150 ГПа (700°C) и 147.3 ГПа (1000°C). Так же хотелось бы отметить рост доли омега фазы с 70 до 76 % в образцах после КВД, с ростом температуры предварительного отжига.

Анализ полученных результатов показал, что отжиг в области ( $\beta$ Ti) и обработка КВД дает равномерное распределение значений нанотвердости вдоль диагонали образца и к тому же самые высокие. В то время как отжиг в одной и той же области фазовой диаграммы ( $\alpha$ Ti), с разницей в 300°C, существенно меняет характер распределений значений нанотвердости. КВД после предварительного отжига при 400°C дает сильный разброс значений нанотвердости, с «провалом» в центре образца, а так же самый низкий модуль Юнга. Таким образом, повышая температуру предварительного отжига, можно увеличить значения нанотвердости, модуля Юнга и долю омега фазы в сплаве титан-ванадий.

*Работа частично была выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН*

1. Д. И. Гаврилов, М. О. Карягин, В. Д. Нуяндин, Academy 5, с. 20, (2017).
2. М. Ю. Мастушкин, Ю. Н. Кусакина, Международный научно-исследовательский журнал 105, с. 156–159 (2021).

## ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ МОЛИБДЕНА

Гнесин Б.А., Карпов М.И., Аристова И.М., Гнесин И.Б., Прохоров Д.В.,  
Постнова Е.Ю., Внуков В.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С.

*Институт физики твердого тела Российской Академии наук, Черноголовка, Россия*

[gnesin@issp.ac.ru](mailto:gnesin@issp.ac.ru)

Работа посвящена двум новым малолегированным сплавам молибдена, в которых концентрации легирующих элементов, например, Hf, Zr, не превышали 0,5 ат. %. В оба сплава перед электроннолучевой плавкой дополнительно ввели углерод. В сплав 1 его ввели в 4 раза больше, чем в сплав 2. После горячей прокатки до толщины 2,8-3 мм, прокатку до толщины ~ 0,8 мм провели с нагревом в кремнийорганической жидкости ПФМС до 280° С. Прокатку более тонких листов обоих сплавов до 0,15 - 0,17 мм вели уже при комнатной температуре. При прокатке в один и тот же зазор между валками прокатного стана (при одинаковой ширине), лист сплава 2 неизменно оказывался тоньше, чем для сплава 1, что связано с ростом сопротивления пластической деформации в связи с упрочняющим действием обнаруженных в сплаве 1 дисперсных карбидов.

В сплаве 1 с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) листов толщиной около 170 мкм было установлено присутствие карбидов Mo<sub>2</sub>C с характерными размерами 30-200 нм, изредка встречались карбиды с размерами до 3 мкм, заметные и с помощью оптической микроскопии. В сплаве 2 удалось обнаружить лишь крупные карбиды (до 3 мкм) с помощью оптической микроскопии. Выявить карбиды с помощью ПЭМ в сплаве 2 не удалось, хотя можно было бы ожидать их присутствия в 4 раза меньшем количестве, чем в сплаве 1.

В предположении, что весь введенный в сплав 1 углерод выделился в виде карбидов состава Mo<sub>2</sub>C, априорная оценка для объемной доли карбидов дала значение ~ 0,38 об.%. Площадь проекции частицы на плоскость больше площади любого сечения частицы плоскостью параллельной данной, поэтому доля площади изображения ПЭМ, занятая карбидами, часто оказывается больше их объемной доли.

Сканирующая электронная микроскопия поперечных шлифов показала, что зародыши трещин расслоения могут возникать и расти вблизи именно карбидных частиц, деформация которых при холодной прокатке невозможна и потому несовместна с деформацией молибденовой основы сплава. Подобные явления известны для сталей и для молибдена, [1,2]. Трещины расслоения, редкие и короткие после горячей прокатки, значительно усиливаются в ходе холодной прокатки. К конечной толщине плотность образцов падала от ~ 10,18 г/мл до 10,00 г/мл.

Трехточечный изгиб листов толщиной около 0,5 мм и шириной 5 мм обоих сплавов провели при различных температурах. При 0 - 20° С образцы обоих сплавов были пластичны. Для сплава 2 переход к полностью хрупкому разрушению происходил в области температур (-50)- 0° С, а для сплава 1 в интервале температур (-70)- (-10)° С. В данном случае оказалось, что дополнительно введенный углерод позволил понизить температуру хрупко-вязкого перехода на ~10° С.

*Авторы благодарны ИФТТ РАН за возможность проведения данной работы.*

1. Ping Hu *et al.*, Crack initiation mechanism in lanthanum-doped titanium-zirconium-molybdenum alloy during sintering and rolling, *Journal of Alloys and Compounds*, 745 (2018) p. 532-538.
2. N.A. Giang *et al.*, Influence of carbide particles on crack initiation and propagation with competing ductile-brittle transition in ferritic steel, / doi:10.1016/j.tafmec.2017.05.015

## КАРБИДЫ В МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ МОЛИБДЕНА И ВОЗМОЖНОСТЬ ИХ ТЕРМООБРАБОТКИ

Гнесин Б.А., Карпов М.И., Аристова И.М., Абросимова Г.Е.,  
Гнесин И.Б., Постнова Е.Ю.

*Институт физики твердого тела Российской Академии наук,  
Черноголовка, Россия*  
[gnedin@issp.ac.ru](mailto:gnedin@issp.ac.ru)

В работе сопоставляют структурные особенности, связанные с карбидами в листах нового малолегированного сплава молибдена из работы [1] с большей концентрацией углерода для образцов: а) без промежуточного отжига и б) с промежуточным высокотемпературным отжигом на толщине 2,8–3,0 мм после завершения горячей прокатки. Отожженные образцы, во избежание хрупкого разрушения при прокатке, пришлось дольше деформировать с подогревом в кремнийорганической жидкости при 280° С, с толщины 2,8–3,0 мм до толщины 0,4 мм, а не до 1,0 мм, как у образцов из [1]. До 0,17 мм прокатку вели уже при 20° С.

Сравнение с помощью сканирующей электронной микроскопии состояния поверхности листов толщиной 0,17 мм с промежуточным отжигом и без него показало, что промежуточный отжиг весьма заметно снижает число и протяженность микродефектов (выкрашиваний и трещин) на поверхности после холодной прокатки.

Рентгенофазовый анализ поверхностей листов толщиной 0,17 мм с помощью немонахроматизированного излучения  $\text{Co}$  наряду с линиями  $\text{Mo}$  позволил обнаружить еще и по 4-5 слабых дифракционных линий, которые могли бы быть отнесены к карбидам. При этом наборы дополнительных линий для образцов с отжигом и без него имели лишь одну общую линию. Однозначное определение фаз по таким данным провести невозможно, поскольку объемные доли фаз очень малы.

Просвечивающая электронная микроскопия позволила обнаружить различия в фазовом составе и в распределении по размерам и форме карбидов. В образцах без промежуточного отжига в  $\sim 1/8$  случаев обнаружены карбиды крупнее 1 мкм, все они имели невыпуклую форму. В образцах с промежуточным отжигом среди 40 кадров с карбидами не найдено ни одного крупнее 1 мкм, карбиды были выпуклы. Если на образцах без отжига были идентифицированы только гексагональные карбиды  $\text{Mo}_2\text{C}$ , то для отожженного образца были найдены орторомбический  $\text{Mo}_2\text{C}$  и кубический карбид изоморфный  $\text{HfC}$ . Выявленные отличия могли быть обусловлены отжигом, приведшим к растворению первоначальных карбидов, а затем к выделению при охлаждении более мелких карбидов иного фазового состава и более округлой формы из-за снижения предела растворимости, [2], углерода в  $\text{Mo}$ . Причиной изменения состава и морфологии карбидов могло быть различие в условиях охлаждения относительно толстого слитка в кристаллизаторе плавильной печи и относительно тонкого листа в вакуумной печи после высокотемпературного отжига.

*Авторы благодарны ИФТТ РАН за возможность проведения данной работы.*

1. Данный сборник, стр. 108.
2. Massalski T.V. et. al. Binary alloy phase diagrams, 1990

## МИКРОСТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ МЕДИ И ТИТАНА

Мухаметгалина А.А., Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А.,  
Назаров А.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*  
[a.mukhametgalina@mail.ru](mailto:a.mukhametgalina@mail.ru)

Ультразвуковая сварка (УЗС) - это процесс, при котором соединение тонких заготовок осуществляется путем приложения высокочастотных сдвиговых колебаний при одновременном воздействии сжимающего усилия. УЗС позволяет соединять однородные и разнородные металлы, получать композиционные материалы, может быть использована в технологиях реновации. УЗС отличается от других видов сварки относительно низким тепловыделением и энергопотреблением, а также высокой производительностью [1]. При этом прочность соединений, полученных ультразвуковой и точечной контактной сваркой, может быть сопоставимой [2].

Качество соединений зависит от множества параметров: режимов сварки (амплитуды, усилия сжатия, длительности ультразвукового воздействия и др.), геометрии инструмента, передающего колебания, толщины соединяемых листов, а также физических и механических свойств свариваемых материалов. Несмотря на большое количество работ по УЗС, из-за взаимного влияния разных факторов до сих пор не удалось прийти к пониманию принципов выбора оптимальных режимов УЗС, механизмов формирования соединений и закономерностей изменений микроструктуры в зоне сварки,

Результаты представленной работы демонстрируют разнообразие структурных изменений, протекающих в процессе УЗС металлов с разными механическими и физическими свойствами.

- 1) УЗС листов меди с исходной крупнозернистой структурой сопровождается развитием динамической рекристаллизации, которая приводит к формированию в зоне соединения слоя с ультрамелкозернистой структурой.
- 2) УЗС листов меди с исходной ультрамелкозернистой структурой сопровождается ростом зерен в соединяемых листах, формированием аномально крупных зерен в зоне, прилегающей к контактными поверхностям и ультрамелкозернистого слоя в зоне соединения.
- 3) УЗС листов титана с исходной мелкозернистой структурой приводит к развитию полиморфного  $\alpha/\beta/\alpha$  превращения и метадинамической рекристаллизации. В результате зона соединения имеет бимодальную структуру.

*Работа выполнена в рамках гранта РНФ № 22-19-00617 (в части исследования УСЗ меди) и государственного задания ИПСМ РАН (в части исследования УСЗ титана).*

1. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals. In Gallego-Juares J.A., Graff K.F. editors. Power Ultrasonic. Applications of High-Intensity Ultrasound, Cambridge: Woodhead publishing, Elsevier Ltd; 2015, p. 259–293
2. А.А. Mukhametgalina, М.А. Murzinova, А.А. Nazarov. Weld quality and microstructure development in ultrasonically welded titanium joints. *Metallurgical and Materials Transactions A*. - 2022. - V. 53. - P. 1119–1131.

## МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЯ

<sup>1,2</sup>Власова А.М.

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

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет имени Первого президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

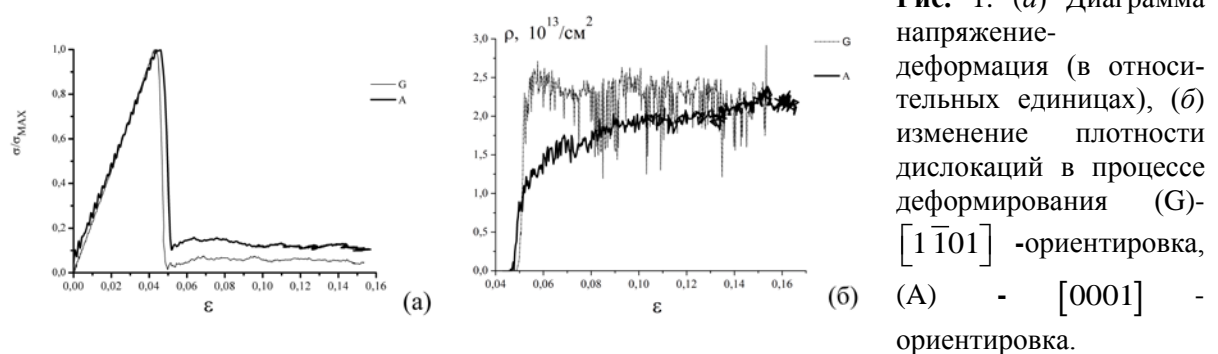
[alisa@imp.uran.ru](mailto:alisa@imp.uran.ru)

Пластическая деформация – неоднородный процесс, хотя на макроуровне, за счет усреднения по большому числу частиц, неоднородность оказывается замаскированной и уходит на второй план. Однако именно неоднородность является фундаментальной характеристикой деформации, без которой невозможна многоуровневая трактовка сложных деформационных процессов. В работе приводится моделирование высокоскоростного пластического течения ( $\nu = 3 \cdot 10^8 \text{ c}^{-1}$ ) нанокристаллов магния различных ориентировок, а также образование и распространение трещин.

Моделирование проводилось с использованием вычислительного пакета LAMMPS. Потенциал межатомного взаимодействия взят из работы [1].

Моделируемые ячейки были выбраны в форме прямоугольных параллелепипедов размерами  $9.7 \times 22.1 \times 41.4 \text{ нм}$ , ребрам которой соответствовали кристаллографические направления  $\mathbf{X} = [\bar{1}\bar{1}20]$ ,  $\mathbf{Y} = [\bar{1}101]$ ,  $\mathbf{Z} = [\bar{1}10\bar{1}]$  (ориентировка  $[1\bar{1}01]$ ), и размерами  $19.1 \times 22.1 \times 31.2 \text{ нм}$ , ребрам которой соответствовали кристаллографические направления  $\mathbf{x} = [\bar{1}100]$ ,  $\mathbf{y} = [1\bar{1}20]$ ,  $\mathbf{z} = [0001]$  (ориентировка  $[0001]$ ).

Приводятся расчетные кривые напряжение-деформация для указанных ориентировок (рис.1а). Рассчитано изменение дислокационной плотности в процессе деформации (рис.1б). Показано, что в случае  $[0001]$ - и  $[1\bar{1}01]$ -нанокристаллов магния накопление дислокаций, в соответствии с экспериментальными данными для любых деформированных металлов, не превышает плотности в  $10^{12} - 10^{13} \frac{1}{\text{см}^2}$ .



**Рис. 1.** (а) Диаграмма напряжение-деформация (в относительных единицах), (б) изменение плотности дислокаций в процессе деформирования (G)-  $[1\bar{1}01]$  -ориентировка, (A) -  $[0001]$  - ориентировка.

Расчеты проводились на суперкомпьютере «Уран» ИММ УрО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания «Давление» Г.р.

№ 122021000032-5

1. D. Y. Sun, M. I. Mendeleev, C. A. Becker, K. Kudin, Tomorr Naxhimali, M. Asta, J. J. Hoyt, A. Karma, and D. J. Srolovitz Crystal-melt interfacial free energies in hcp metals: A molecular dynamics study of Mg. Phys. Rev. B 73, 024116 (2006).



## ВЛИЯНИЕ НАКОПЛЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЕЛИЧИНУ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNiCu

Гусева<sup>1</sup> А.В., Плотников<sup>2</sup> В.А., Грязнов<sup>3</sup> А.С.

<sup>1,2</sup> Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия

<sup>3</sup> Алтайский государственный педагогический университет, г. Барнаул, Россия

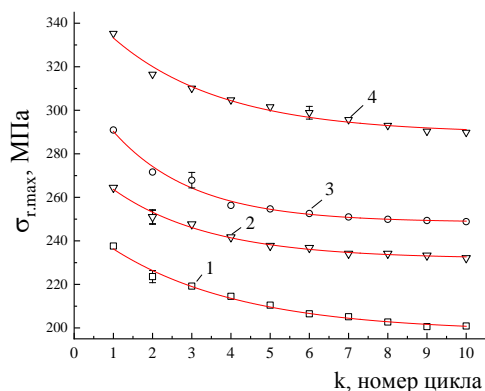
<sup>1</sup> [schannavac@mail.ru](mailto:schannavac@mail.ru)

<sup>2</sup> [plotnikov@phys.asu.ru](mailto:plotnikov@phys.asu.ru)

<sup>3</sup> [gryaznov-as@yandex.ru](mailto:gryaznov-as@yandex.ru)

Были исследованы реактивные напряжения в тройном сплаве Ti<sub>50</sub>Ni<sub>40</sub>Cu<sub>10</sub>. Перед проведением эксперимента образец из сплава отжигался при температуре 800°C и охлаждался до температуры 200°C, затем производилось механическое нагружение. После завершения охлаждения деформация фиксировалась и происходил нагрев образца до температуры 200°C. По причине фиксирования деформации изменение формы件 невозможно, однако развиваемые реактивные напряжения удается регистрировать с помощью тензодатчика [1].

Были получены значения накопленных деформаций в сериях эксперимента, по которым видно, что с увеличением приложенной нагрузки к образцу увеличивается и значение накопленной деформации, очевидно, что тем самым будет увеличиваться и значение реактивных напряжений. Результаты вычислений реактивных напряжений представлены на рисунке 1.



**Рис.1.** Зависимость реактивных напряжений от номера цикла в серии экспериментов: 1 – при 40 МПа; 2 – при 67 МПа; 3 – при 107 МПа; 4 – при 186 МПа.

Циклирование мартенситных превращений в условиях действия реактивных напряжений позволяет сделать вывод о том, что существует релаксация напряжений за счет фазового наклепа и как следствие, стабилизация мартенситной фазы в цикле. Этот эффект оказывает влияние на величину мартенситной, то есть обратимой деформации. Чем выше значение реактивных напряжений в первом цикле серий эксперимента, тем выше эффект стабилизации. Под стабилизацией мартенситной фазы понимается снижение содержания мартенситных кристаллов при проведении циклов мартенситного превращения [2].

1. Плотников, В.А. Исследование реактивных напряжений в сплаве Ti<sub>50</sub>Ni<sub>40</sub>Cu<sub>10</sub> / В.А. Плотников, А.В. Гусева, А.С. Грязнов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2022. – Т. 19. – № 2. – С. 221-226.
2. Грязнов, А. С. Динамика спектральных линий акустической эмиссии при термоупругих мартенситных превращениях в никелиде титана / А. С. Грязнов, В. А. Плотников, А. В. Гусева // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2021. – Т. 18. – № 4. – С. 408-413.

## ДИНАМИКА ПРОДОЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ ОСЦИЛЛЯЦИЙ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО РВ, СВЯЗАННЫХ С ОДНОЙ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ В АІ

Прокофьев С.И.

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

На основе in-situ ПЭМ наблюдений в интервале 442°С - 497°С изучалась динамика продольной составляющей теплового движения 12 нановключений жидкого Рв на закрепленном дислокационном сегменте в сплаве АІ с 0.5 ат. % Рв. С помощью покадровых измерений на видеозаписях были получены точки траекторий теплового движения включений, которые представляют собой хаотические осцилляции включений вблизи линии дислокации [1,2]. Показано, что взаимодействие включений на закрепленном сегменте дислокации приводит к их коллективным пространственно коррелированным тепловым осцилляциям, как это ранее было показано для двух [3] и четырех включений [4]. Из траекторий включений для всех исследовавшихся температур были получены зависимости продольных координат включений на дислокации от времени. Анализ полученных из этих зависимостей частотных спектров фазы показал высокую степень синхронизации тепловых осцилляций включений. Показано, что включение, связанное с дислокационным узлом, на котором закреплен один из концов сегмента дислокации, является источником внешнего шума, который значительно понижает степень синхронизации тепловых осцилляций ближайших к нему включений. Показано, что повышение температуры тоже приводит к понижению степени синхронизации, которое наиболее заметно для включений наиболее близких к источнику внешнего шума. С точки зрения физики, исследуемая система является квази-одномерным ансамблем глобально взаимодействующих хаотических осцилляторов, для которых можно ожидать фазовую синхронизацию, при этом, амплитуда осцилляций остается хаотической [5].

1. Prokofjev S., Zhilin V., Johnson E., et all, Def. Diff. Forum, 2005, 237-240, 1072.
2. E. Johnson, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, Z. Metallk. 2005, 96, 1171.
3. Prokofjev S.I., Johnson E., J. Phys. Commun., 2017, 1(5), 055001.
4. Prokofjev S.I., Johnson E., Phil. Mag. 2022, DOI: 10.1080/14786435.2022.2118383
5. Пиковский А., Розенблюм М., Куртс Ю. Синхронизация, фундаментальное нелинейное явление. М.: Техносфера, 2003.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ ЖЕЛЕЗА НА ПРОХОЖДЕНИЕ ФАЗОВОГО РАССЛОЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ СИСТЕМЫ Zr–Cu–Al–(–Fe) ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕРМО- И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТОК

Пархоменко М.С., Базлов А.И.

*Национальный исследовательский технологический университет  
“МИСиС”,  
Москва, Россия  
[parkhomenko.m@misis.ru](mailto:parkhomenko.m@misis.ru)*

Аморфные сплавы обладают широким спектром уникальных особенностей, который открывает для них почти безграничные возможности применения. Однако, данная группа сплавов имеет один существенный недостаток – почти полное отсутствие пластичности, который оказывает негативное влияние на эксплуатационные свойства. Благодаря низким значениям пластичности, изделие из аморфного сплава может разрушиться во времени эксплуатации даже под действием незначительных нагрузок. Низкая пластичность аморфных металлов приводит к повышенной хрупкости, пониженной вязкости разрушения (как сопротивление распространению трещин) и пониженной ударной вязкости (как сопротивление динамическим нагрузкам). Эта проблема существенно ограничивает возможные области применения данных сплавов в качестве конструкционных материалов и над ее решением работают множество научных коллективов со всего мира, о чем свидетельствует большое количество статей в актуальных научных журналах. Комбинация методов термической и механической обработки, а также добавление Fe в систему Zr–Cu–Al, вызывающего дисперсное расслоение в аморфной фазе, может существенно повысить пластичность данных сплавов, за счет увеличения объёмной доли полос сдвига, а так же затруднение их распространения дисперсными наноразмерными выделениями.

В работе исследовались сплавы настоящих составов:  $Zr_{45}Cu_{45}Al_{10}$ ,  $Zr_{55}Cu_{35}Al_{10}$ ,  $Zr_{65}Cu_{25}Al_{10}$ ,  $Zr_{42,5}Cu_{42,5}Al_{10}Fe_5$ ,  $Zr_{52,5}Cu_{32,5}Al_{10}Fe_5$ ,  $Zr_{62,5}Cu_{22,5}Al_{10}Fe_5$ .

Термомеханическая обработка аморфных сплавов приводит к образованию наноразмерных аморфных областей, вероятно, по бимодальному механизму. Холодная прокатка в сочетании с добавкой железа к сплавам системы Zr–Cu–Al значительно облегчает прохождение фазового расслоения во время отжига, несмотря на то, что в литом состоянии добавка железа термически стабилизирует аморфную фазу. Образующиеся неоднородности имеют некоторое сходство с зонами Гинье-Престона в кристаллических сплавах и действуют как упрочняющие частицы аморфной матрицы. В некоторых случаях они так же являются местами гетерогенного зарождения кристаллических фаз. Затрудняя распространение полос сдвига, они увеличивают микротвердость исследуемых аморфных образцов до 20%. В то же время, в тройных сплавах без железа термомеханическая обработка не влияет на механические свойства сплавов, что косвенно подтверждает неизменность структуры.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СВОЙСТВА СТАЛИ 12X18H10T

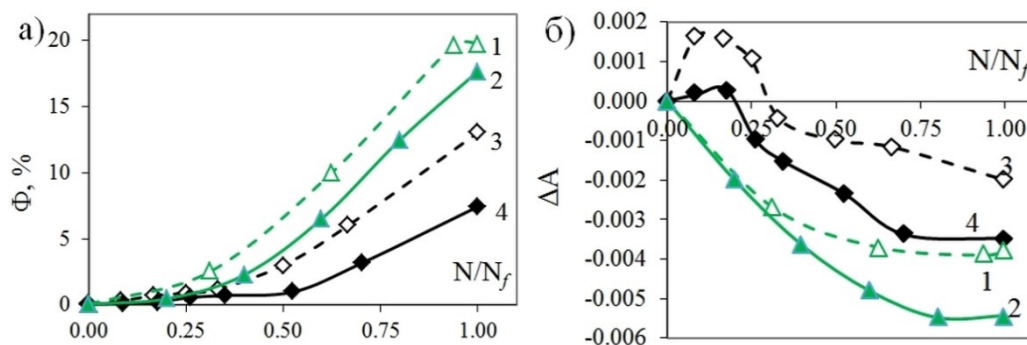
Клюшников В. А.

*ФГБНУ Институт прикладной физики РАН, г. Нижний Новгород, Россия,  
[slavchuk2@yandex.ru](mailto:slavchuk2@yandex.ru)*

Усталостное нагружение нержавеющей стали, содержащих метастабильный аустенит, приводит к образованию фазы  $\alpha'$  – мартенсита. Накопленная энергия пластической деформации способствует преодолению энергетического барьера для обеспечения мартенситного превращения. Мартенситное превращение, вызванное пластической деформацией, может происходить в диапазоне температур, для определения которых предложены корреляционные зависимости с химическим составом сталей. Как известно, при понижении температуры фаза  $\alpha'$  – мартенсита может образовываться спонтанно без приложенной нагрузки. При повышении температуры интенсивность мартенситного превращения, вызванного деформацией, уменьшается вплоть до нулевого значения при достижении температуры определенного значения. В этом случае магнитные характеристики материала практически не изменяются, тогда, как упругие свойства претерпевают изменения вследствие накопления поврежденности и изменения кристаллографической текстуры.

В работе рассмотрено влияние температуры нагружения на изменение параметра акустической анизотропии  $A$ , который отображает изменение текстуры и является распространённым индикатором при диагностике материалов.

Исследование проводилось на образцах, подвергнутых малоцикловому нагружению при температурах 20°C и 60°C, частотах 0,63 Гц и 0,83 Гц, амплитудах деформации  $\Delta\varepsilon'$  0,3% и 0,5%. Скорость деформации составляла для всех образцов  $5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .



**Рис. 1.** Зависимость содержания объемной доли фазы  $\alpha'$  – мартенсита (а) и изменение параметра  $A$  (б) в процессе усталостного нагружения, 1 –  $\Delta\varepsilon' = 0,5\%$ ,  $T = 20^\circ\text{C}$ ; 2 –  $\Delta\varepsilon' = 0,5\%$ ,  $T = 60^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\Delta\varepsilon' = 0,3\%$ ,  $T = 20^\circ\text{C}$ ; 4 –  $\Delta\varepsilon' = 0,3\%$ ,  $T = 60^\circ\text{C}$

Можно отметить различную интенсивность накопления фазы при разных амплитудах и температурах, что также отражается на изменении параметра  $A$ . Так как при увеличении температуры испытаний интенсивность мартенситного превращения уменьшается, то на параметр  $A$  в большей степени влияет изменение текстуры исходного аустенита и накопление поврежденности.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 22-29-01237.*

## ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ЛИТИЙ-ПОЛИМЕРНЫХ АККУМУЛЯТОРОВ

Подлеснов Е.<sup>1</sup>, Чиркунова Н.В.<sup>1,2</sup>, Слободской А.Н.<sup>1</sup>, Дорогов М.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup>Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия

[mvdorogov@itmo.ru](mailto:mvdorogov@itmo.ru)

Использование гелевых полимерных электролитов представляет большой интерес для создания высокопроизводительных перезаряжаемых литиевых аккумуляторов благодаря сочетанию хороших электрохимических свойств и повышенной безопасности [1]. Аккумуляторная технология, в основном представлена литий-ионными аккумуляторами на основе интеркаляции и графитовыми анодами, которые уже сейчас с трудом удовлетворяют растущий спрос на удельную энергию, и это побуждает к поиску альтернативных электродов с большей емкостью [2, 3]. В настоящее время активно исследуется возможность замены анодов на основе графита металлическим литием ввиду его хороших электрохимических характеристик (высокая удельная емкость (3860 мА·ч / г) и низкого потенциального напряжения (– 3,04 В относительно стандартного водородного электрода). Широкое использование металлического лития ограничено его высокой химической реакционной способностью и способностью образования дендритов [4].

В данной работе для повышения ёмкости и долговечности аккумуляторов исследуются анодные материалы и электролиты. Для модификации материалов используются наночастицы и нановискеры оксидов металлов (медь, титан, олово и т.д.). В частности нами были синтезированы гелевые полимерные электролиты на основе поливинилиденфторида с различным содержанием наночастиц CuO. Сопротивление измеряли методом электрохимического импеданса, удельная ионная проводимость гелевого полимерного электролита, содержащего 0,1% мас. наночастиц CuO, составляла 5,85 мСм/см, что является высоким значением, сравнимым с удельной ионной проводимостью жидких органических электролитов. Ячейки были собраны в форме таблеток CR-2032 с электродами из LiFePO<sub>4</sub> и металлического лития, гелевым электролитом. Ячейка с электролитом, содержащим 0,1% мас. CuO, показала стабильное высокую емкость и кулоновскую эффективность на протяжении более 100 циклов заряд-разряд.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования, проект № 075-15-2021-1349.*

1. Castillo J., Santiago A., Judez X., Garbayo I., Coca Clemente J.A., Morant-Miñana M.C., Villaverde A., González-Marcos J.A., Zhang H., Armand M., Li C. Safe, Flexible, and High-Performing Gel-Polymer Electrolyte for Rechargeable Lithium Metal Batteries // Chem. Mater. 2021, Vol. 33 (22), pp. 8812–8821, DOI: 10.1021/acs.chemmater.1c02952.
2. Armand M., Tarascon J.-M. Building Better Batteries // Nature 2008, Vol. 451 (7179), pp. 652–657, DOI: 10.1038/451652a.
3. Goodenough J.B., Park K.-S. The Li-Ion Rechargeable Battery: A Perspective // J. Am. Chem. Soc. 2013, Vol. 135 (4), pp. 1167–1176, DOI: 10.1021/ja3091438.
4. Albertus P., Babinec S., Litzelman S., Newman A. Status and Challenges in Enabling the Lithium Metal Electrode for High-Energy and Low-Cost Rechargeable Batteries // Nat. Energy 2018, Vol. 3 (1), pp. 16–21, DOI: 10.1038/s41560-017-0047-2.

## ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ CdTe К ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ

Каневский В.М., Волчков И.С.

ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия  
[kanev@crys.ras.ru](mailto:kanev@crys.ras.ru) / [volch2862@gmail.com](mailto:volch2862@gmail.com)

Большой прогресс в области полупроводниковых материалов и технологий способствует их широкому применению в электронике, энергетике, а также в высокотехнологичной технике. Однако, по мере развития, все более актуальным становится получение, в больших масштабах, качественных полупроводниковых кристаллов, в частности твердых растворов на основе CdTe.

Применения твердых растворов на основе CdTe весьма обширны: это и материал для детекторов, используемых в ядерном мониторинге [1], компьютерной томографии [2], в системах безопасности, спектрометрах/телескопах для рентгеновской визуализации (STIX) [3], а также для оснащения экспериментальных станций на источниках синхротронного излучения [4], и материал для солнечных батарей [5], а также оптоэлектроники [6].

Все описанные применения накладывают определенные требования к совершенству и свойствам получаемых кристаллов на основе твердых растворов CdTe, в связи с чем работы по улучшению процессов роста или постростовой обработки кристаллов, с целью улучшения их свойств, а также уменьшения стоимости совершенных кристаллов на основе CdTe, представляют повышенный интерес.

Одним из таких методов является процесс кратковременной выдержки кристаллов в «слабых» импульсных магнитных полях, в которых не превышает 1 Тл. Осуществляемые воздействия приводят к изменению примесной дефектной подсистемы кристаллов, приводя к изменению не только электрических свойств, особо чувствительных к примесной составляющей полупроводников, но и к изменению макросвойств, таких как механические свойства кристаллов. Степень чувствительности кристаллов напрямую зависит как от характеристик прикладываемого поля, так и от предыстории кристалла, а именно от его фазовой структуры и дефектной подсистемы. Даже незначительное присутствие кластеров/включений Fe, Ni или иного сильномагнитного материала, в случае ферромагнитного упорядочения этих кластеров, значительно увеличивает чувствительность кристаллов к магнитному воздействию, приводя к существенным изменениям механических и иных характеристик кристаллов.

1. Chaouai Z., et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment. 2022. V. 1033. P. 166670. Doi: 10.1016/j.nima.2022.166670
2. Clements N., et al. // Journal of Instrumentation. 2022. V. 17. P. 1004. Doi: 10.1088/1748-0221/17/01/P01004
3. Krucker S., Benz A.O., G.J. Hurfordal G.J. et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment. 2013. V. 732. P. 295. Doi: 10.1016/j.nima.2013.05.050
4. Allahgholi A., Becker J., Delfs A. et al. Megapixels @ Megahertz – The AGIPD high-speed cameras for the European XFEL // Nuclear Inst. and Methods in Physics Research, A, 2019.V. 942. P. 1-9. Doi: 10.1016/j.nima.2019.06.065.
5. Barbato M. et al. CdTe solar cells: technology, operation and reliability // J. Phys. D: Appl. Phys., 2021, V. 54. P. 333002. Doi: 10.1088/1361-6463/ac04e3
6. Bouarissa N. et al. // Optik. 2018. V. 170. P. 37-42. Doi: 10.1016/j.ijleo.2018.05.069

## ПОЛУЧЕНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУР ГЕКСАГОНАЛЬНОГО ВН И ГИБРИДНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Штанский Д.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», РФ  
[shtansky@shs.misis.ru](mailto:shtansky@shs.misis.ru)

Благодаря своим уникальным физическим, химическим и механическим свойствам, таким как низкая удельная плотность, большая площадь удельной поверхности, превосходная термическая стабильность, высокая стойкость к окислению, низкий коэффициент трения, хорошая дисперсионная стабильность, повышенная адсорбционная способность, а также широкая запрещенная зона, наноструктуры гексагонального нитрида бора ( $h$ -BN) представляют большой интерес для применения во многих областях. К ним относятся гетерогенные катализаторы, перспективные наночастицы для адресной доставки терапевтических средств и/или бактерицидных наночастиц для борьбы с опухолевыми клетками, а также бактериальными и грибковыми инфекциями, армирующие фазы в металло-, керамо- и полимер-матричных композитах, добавки к жидким смазочным материалам, агенты для бор-нейтронозахватной терапии, очистители воды, газовые и биологические сенсоры, фотодетекторы, квантовые точки, излучатели одиночных фотонов и гетероструктуры для электронных, плазмонных, оптоэлектронных, полупроводниковых и магнитных устройств (рис. 1). Все эти направления быстро развиваются.

<ul style="list-style-type: none"> <li>● Катализаторы</li> <li>● Фотокатализаторы</li> <li>● Электродкатализаторы</li> <li>● Одноатомные катализаторы</li> <li>● Каркасы и раневые повязки</li> <li>● Носители для бор-нейтронозахватной терапии</li> <li>● Носители для доставки лекарств</li> <li>● Бактериальные агенты</li> <li>● Защитные маски</li> <li>● Адсорбенты</li> <li>● Губки и мембраны</li> <li>● Защита от коррозии и окисления</li> <li>● Трибологические покрытия</li> <li>● Добавки к жидким смазкам</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>● Гетероструктуры</li> <li>● Квантовые точки</li> <li>● Источники одиночных фотонов</li> <li>● Биосенсоры</li> <li>● Детекторы</li> <li>● Электронные устройства</li> <li>● Магнитные устройства</li> <li>● Устройства памяти</li> <li>● Композиты с металлической матрицей</li> <li>● Композиты с керамической матрицей</li> <li>● Композиты с полимерной матрицей</li> <li>● Магнитные композиты</li> <li>● Текстильные материалы</li> <li>● Аэрогели и ионгели</li> </ul>
---	---

Рис. 1. Применение наноструктур  $h$ -BN

Целью данного доклада является обзор современного состояния исследований в отдельных областях получения и применения наноматериалов на основе ВН, основанных на их удивительных свойствах [1].

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (договор № 21-49-00039) в части катализаторов, фотокатализаторов, электродкатализаторов и фотодетекторов.*

1. D.V. Shtansky, *et al.*, Recent progress in fabrication and application of BN nanostructures and BN-based nanohybrids, *Nanomaterials* 12 (2022) 2810.

## О СРАВНЕНИИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СПЕКТРОВ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, РЕГИСТРИРУЕМЫХ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ РАЗНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Волков А.Е., Черняева Е.В.

СПбГУ, Санкт-Петербург

[a.volkov@spbu.ru](mailto:a.volkov@spbu.ru)

Исследование спектров сигналов акустической эмиссии (АЭ) при индентировании образцов дает информацию об условиях, которые характеризуют имеющиеся в материале ансамбли дефектов. Исходный спектр сигнала искажается из-за наличия шумов, а также при его отражении от внешних поверхностей образца, при регистрации датчиком и усилении аналогового сигнала. Однако, если все эти искажения имеют линейный характер, то можно получить не зависящую от условий распространения и регистрации сигнала сравнительную диаграмму истинных спектров двух разных сигналов.

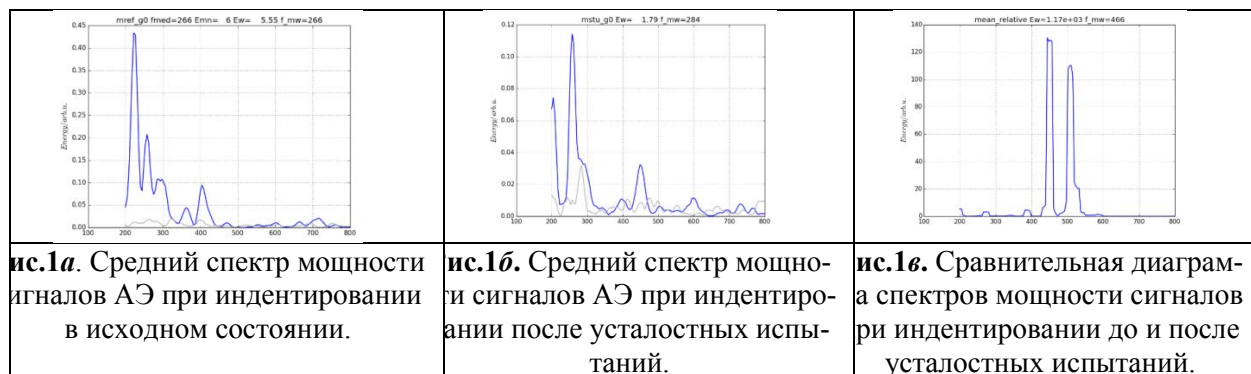
Пусть  $f(t)$  – зависимость от времени напряжения в зоне локализованного деформационного процесса, происходящего вследствие индентирования и порождающего сигнал АЭ, а  $x(t)$  – зарегистрированный сигнал. Тогда, если функции  $x(t)$  и  $f(t)$  связаны уравнением  $Lx = f$ , где  $L$  – линейный дифференциальный оператор с постоянными коэффициентами, то Фурье-образы  $X(\omega)$  и  $F(\omega)$  функций  $x(t)$  и  $f(t)$  связаны алгебраическим уравнением  $X = GF$ , где  $G(\omega)$  – передаточная функция. Пусть исходный сигнал содержит собственно сигнал  $x_{\text{сигнал}}(t)$  и шум  $x_{\text{шум}}(t)$ , то есть  $x(t) = x_{\text{сигнал}}(t) + x_{\text{шум}}(t)$ . Переходя к Фурье-образам запишем:

$$X_{\text{сигнал}} = X - X_{\text{шум}}, \quad \text{откуда} \quad F_{\text{сигнал}} = (X - X_{\text{шум}})/G.$$

Такие соотношения можно записать для двух разных сигналов, один из которых получен, например, при индентировании исходного, а другой упрочненного образца. Тогда, разделив одно из них на другое, исключим зависящую от датчика передаточную функцию и получим сравнительную диаграмму спектров этих сигналов:

$$F_{\text{сигнал}2} / F_{\text{сигнал}1} = (X_2 - X_{\text{шум}2}) / (X_1 - X_{\text{шум}1}).$$

Заметим, что аналогичный способ исключения передаточной функции был предложен в работах [1,2], в которых для анализа зависящей от времени АЭ берется логарифмическая производная от сигнала  $x(t)$ . В настоящей работе сравнительная диаграмма (рис.1в) спектров была построена для сигналов, полученных на образцах FeMn до (рис.1а) и после (рис.1б) разрушения в ходе усталостных испытаний.



1. Метод определения сейсмических событий малых магнитуд в случайном временном ряду. Аглетдинов Э.А, Виноградов А.Ю. // Вектор науки Тольяттинского государственного университета, 2013, №3(25), С. 23-27.
2. A Novel Bayesian Approach to Acoustic Emission Data Analysis, E.Agletdinov, E.Pomponi, D. Merson, A. Vinogradov. Ultrasonics - 2016. - Vol. 72. - P. 89-94 <https://doi.org/10.1016/j.ultras.2016.07.014>



## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Пермякова И.Е.<sup>1</sup>, Иванов А.А.<sup>2</sup>, Черногорова О.П.<sup>3</sup>, Шеляков А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», <sup>2</sup>НИЯУ «МИФИ»,

<sup>3</sup>ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

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

В настоящее время лазерная обработка является востребованной технологией применительно к аморфным сплавам (АС). Так, например, селективное лазерное плавление – перспективный метод аддитивного производства, позволяющий изготавливать объемные АС сложной геометрии и больших размеров за счет прецизионного технологического процесса, а также высокой стеклообразующей способности, обусловленной высокими скоростями охлаждения ( $10^3$ - $10^8$  К/мин). Использование лазеров привлекательно с точки зрения их высокой точности, скорости, плотности энергии и низкой стоимости. Кроме того, импульсный лазер лучше, чем непрерывной, поскольку он сокращает время взаимодействия при высокой температуре, снижая риск кристаллизации. Актуальным направлением исследований является изучение физических закономерностей формирования свойств АС и фазовых превращений, происходящих в них при лазерном облучении.

В данной работе объектами изучения выбраны быстрозакаленные ленты АС систем Co-Fe-Cr-Si-B, Fe-Ni-B. Лазерная обработка проводилась в импульсном режиме эксимерным ультрафиолетовым KrF-лазером ( $\lambda = 248$  нм,  $\tau = 20$  нс).

Проведено численное моделирование тепловых полей в АС при лазерном нагреве для оптимизации режимов лазерной обработки с целью создания новых композиционных материалов с управляемым комплексом свойств. По подобранным вариантам облучения (при варьировании числа импульсов, их энергии, частоты следования и др.) удалось получить двух-, трехслойные аморфно-нанокристаллические структуры, а также композитные материалы (плотно покрытые, полосовые, "шахматные"), представляющие собой аморфную матрицу, армированную кристаллическими областями, которые сформированы в строго заданных технологических позициях по поверхности и в объеме лент АС за счет селективного воздействия лазера.

Установлено, что после лазерного облучения может изменяться порядок фазообразования и тип кристаллизации АС (при сопоставлении с обычным отжигом в электропечи). Обработка малым количеством импульсов эффективна для улучшения качества поверхности АС (снижения шероховатости, залечивания пор, снятия остаточных напряжений, возникших при получении лент). Обработка при  $200 < n \leq 500$  имп. перспективна с точки зрения повышения прочности, упругости (до 25%) и сохранения ненулевой пластичности АС. Упрочняющий эффект в АС от используемого эксимерного лазера более выражен, чем при печном отжиге, но уступает технологии КВД (в частности, для АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  максимальная достигаемая твердость по Виккерсу при отжиге  $HV = 13.7$  ГПа, при лазерном облучении – 15 ГПа, при КВД – 20 ГПа).

Показано, что в ходе лазерного воздействия, вызывающего частичную кристаллизацию АС, индуцируемые напряжения определяют вид доменной структуры и вносят вклад в распределение намагниченности и процессы перемагничивания в ленте. Подбор оптимального энерговклада от лазерного нагрева очень важен для улучшения магнитных свойств и снижения магнитных потерь в АС.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-08-00341 "А")*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АТОМНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Fe–Ni–Si–В

Ковалев А.И., Вайнштейн Д.Л., Корниенков Б.А., Филиппова В.П.

ГНЦ РФ «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им.  
И.П. Бардина», Москва, Россия,  
[boris-kornienkov@yandex.ru](mailto:boris-kornienkov@yandex.ru)

Одной из основополагающих характеристик аморфных магнитомягких сплавов является намагниченность насыщения, увеличение которой позволяет уменьшать вес и габариты электрических приборов и машин, что особо актуально в связи с развитием автомобильной и аэрокосмической отраслей.

Исследования показали, что некоторые сплавы, близкие по составу к традиционным аморфным сплавам на основе железа показывают аномальный рост намагниченности насыщения при низкой температуре или в больших магнитных полях при сохранении аморфной структуры [1,2]. Был разработан сплав, близкий по составу к аморфному сплаву 2НСП, в котором после проведения структурной релаксации (СР) в режиме термо-механо-магнитной обработки (ТММО) рост намагниченности насыщения достигает 25% (при комнатной температуре) [3]. Согласно рентгеноструктурным данным, сплав после проведения ТММО сохраняет аморфное состояние. Высказано предположение, что в процессе СР образуются кластеры с разными магнитными характеристиками, такими как намагниченность насыщения и константа анизотропии.

Атомную и электронную структуру сплава типа 2НСП исследовали методами электронной спектроскопии: рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС), спектроскопии потерь энергии медленных электронов высокого разрешения (HREELS), анализа протяженной тонкой структуры спектров потерь энергии электронов (EELFS). В исходном состоянии обнаружены области (кластеры) с упорядоченным размещением атомов Fe и В размером порядка 0,43 нм. Отжиг приводит к увеличению числа таких нано-областей. Замечено, что после обработки формируется локальная кластерная структура с периодом идентичности равным 0,65 нм. На основании анализа данных РФЭС можно сказать, что в исходном состоянии кластеры имели стехиометрию Fe<sub>1,5</sub>В, а после обработки она соответствует Fe<sub>1,8</sub>В. Объемная доля кластеров в образце после проведения обработки составляет 7,5% против 6,3% в исходном состоянии.

Сравнение тонкой структуры валентной зоны (ВЗ) аморфного сплава до и после ТММО показывает существенные трансформации электронной плотности как в глубине ВЗ, так и вблизи уровня Ферми. Наибольший интерес с точки зрения изменений магнитных свойств изучаемого сплава после ТММО представляет поведение низкоэнергетической части ВЗ вблизи уровня Ферми. После ТММО пики зонных уровней спинового большинства  $t_{2g}\uparrow$  и спинового меньшинства  $t_{2g}\downarrow$  сдвигаются в сторону меньших энергий связи. Полуширины пиков  $t_{2g}$  после обработки уменьшаются, что свидетельствует о росте упорядоченности электронной подсистемы. Эти изменения в ВЗ приводят к формированию упорядоченной электронной структуры, что способствует увеличению намагниченности насыщения.

1. Корниенков Б.А., Артамонов Е.В. // Сталь, № 6, 2009, с.69-74.
2. Корниенков Б.А., Либман М.А., Молотиллов Б.В. и др. // Сталь, № 4, 2013, с. 64-65.
3. Корниенков Б.А., Либман М.А., Молотиллов Б.В. и др.// Сталь, 2015, №3, с.90-91.

## РОЛЬ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА В ПРОЦЕССАХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Gd}_5$

Чиркова В.В., Волков Н.А., Першина Е.А., Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

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

Пластическая деформация аморфных сплавов происходит путем образования и распространения полос сдвига. При образовании полос сдвига плотность аморфной фазы в полосе может уменьшаться на 1–12% [1]. Это значит, что полосы сдвига являются областями с повышенным количеством свободного объема, и, следовательно, с повышенным значением коэффициента диффузии [2]. Согласно литературным данным, образование нанокристаллов при деформации происходит в полосах сдвига, что может быть связано с увеличением количества свободного объема в этих местах.

При структурной релаксации происходит уменьшение количества свободного объема в аморфных сплавах путем выхода его на поверхность [3]. Напротив, пластическая деформация приводит к увеличению количества свободного объема. Для определения роли свободного объема в процессах кристаллизации аморфных сплавов проведено исследование структуры деформированных аморфных сплавов  $\text{Al}_{87}\text{Ni}_8\text{Gd}_5$  в условиях ограниченного выхода свободного объема.

Исследуемые образцы подвергались многократной прокатке для увеличения количества свободного объема. Сохранение свободного объема в деформированных образцах осуществлялось с помощью нанесения защитного покрытия [4]. В качестве покрытия был выбран тантал. Нанесение покрытия проводилось методом катодного распыления. Исходные, а также деформированные образцы с покрытием и без покрытия подвергались изотермическому отжигу. Структура сплавов исследовалась методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Тепловые характеристики определялись с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии.

Исследование показало, что количество нанокристаллов, образующихся в деформированных образцах с покрытием, больше, чем в соответствующих образцах без покрытия. Это значит, что если в образцах сохраняются области с повышенным количеством свободного объема (области с повышенным значением коэффициента диффузии), то образование нанокристаллов облегчается и при одновременном отжиге количество нанокристаллов больше в образцах с покрытием. Таким образом, показано, что использование защитных покрытий позволяет сохранить большую часть свободного объема, а сохраненный свободный объем способствует ускорению процессов кристаллизации.

*Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН.*

1. C. Liu, V. Roddatis, P. Kenesei, R. Maaß, Shear-band thickness and shear-band cavities in a Zr-based metallic glass, *Acta Mater.*, 2017, 140, 206.
2. A.S. Aronin, D.V. Louzguine-Luzgin, On nanovoids formation in shear bands of an amorphous Al-based alloy, *Mech. Mater.*, 2017, 113, 19.
3. T. Egami, Structural relaxation in amorphous alloys – Compositional short range ordering., *Mater. Res. Bull.*, 1978, 13, 557.
4. Z.Q. Chen, L. Huang, F. Wang, P. Huang, T.J. Lu, K.W. Xu, Suppression of annealing-induced embrittlement in bulk metallic glass by surface crystalline coating. *Mater. Des.*, 2016, 109, 179.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭФФЕКТЫ УПРОЧНЕНИЯ ОТЖИГОМ И ПЛАСТИФИКАЦИИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВАХ Al-Zr и Al-Cu-Zr

Орлова Т.С.<sup>1</sup>, Мавлютов А.М.<sup>1</sup>, Садыков Д.И.<sup>1,2</sup>, Мурашкин М.Ю.<sup>1,3</sup>, Гуткин М.Ю.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,  
[orlova.t@mail.ioffe.ru](mailto:orlova.t@mail.ioffe.ru)

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики (Университет ИТМО), Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup>Уфимский государственный авиационный технический университет,  
Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия

<sup>4</sup>Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы и сплавы, структурированные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), часто демонстрируют поведение, не типичное для крупнозернистого (КЗ) состояния. Примерами такого поведения является эффект упрочнения в результате кратковременного низкотемпературного отжига (УО) и эффект увеличения пластичности (УП) в результате дополнительной деформации после такого отжига. Эффект УО наблюдался ранее для технически чистого (СР) Al [1] и сплава Al-0.4Zr [2], эффект УП был обнаружен в СР Al [1] и в сплавах Al-Cu [3] и Al-Cu-Zr [4] с УМЗ структурой. Для объяснения возникновения этих эффектов в УМЗ Al были разработаны теоретические модели, основанные на изменении состояния (равновесное – неравновесное) границ зерен (ГЗ) [5].

С целью более глубокого понимания природы эффектов УО и УП в УМЗ сплавах Al-0.4Zr и Al-1.47Cu-0.32Zr, структурированных методом кручения под давлением (high pressure torsion – НРТ), в настоящей работе исследовано влияние на них температуры (в диапазоне 77-300 К) и скорости деформации в интервале  $10^{-4}$ – $10^{-2}$  s<sup>-1</sup>. При этом впервые продемонстрирован эффект УП в УМЗ сплаве Al-Zr. Для УМЗ сплавов Al-Zr и Al-Cu-Zr экспериментально получены температурные зависимости предела текучести и полной пластичности до разрушения для состояний: до отжига (НРТ), после отжига (НРТ+АН), и после отжига и последующей дополнительной деформации (НРТ+АН+0.25НРТ). Показано, что понижение температуры деформации приводит к уменьшению эффектов УО и УП. Выявлены критические температуры деформации, при которых эти эффекты подавляются. Определены и проанализированы энергии активации  $Q$  пластического течения для этих сплавов во всех трех состояниях. Показано, что в области проявления эффектов УО и УП ключевым фактором, влияющим на температурную чувствительность предела текучести и соответствующую величину  $Q$ , является состояние/структура ГЗ. При более низких температурах, структура/состояние ГЗ не влияет на температурную чувствительность предела текучести. Для УМЗ сплава Al-Cu-Zr показано, что эффект УП сохраняется при изменении скорости деформации от  $10^{-4}$  до  $10^{-3}$  s<sup>-1</sup> и уменьшается вдвое при дальнейшем ее увеличении до  $10^{-2}$  s<sup>-1</sup>. Полученные результаты анализируются на основе полученных значений коэффициента скоростной чувствительности и энергии активации, а также наблюдений структурных особенностей ГЗ.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант №22-19-00292).*

1. А.М. Мавлютов и др. ФТТ 59 (2017) 10, 1949.
2. Т.А. Latynina et al. 99 (2019) 2424-2443.
3. А.М. Мавлютов, Т.С. Орлова, Э.Х. Яппарова, Письма ЖТФ 46 (2020) 18, 30.
4. T.S. Orlova et al. Mater. Lett. 303 (2021) 130490.
5. T.S. Orlova, et al. Rev. Adv. Mater. Sci. 57 (2) (2018) 224-240.

**ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ И НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ НА СТРУКТУРУ АМОРФНОГО СПЛАВА  $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$** **Волков Н.А., Чиркова В.В., Першина Е.А., Абросимова Г.Е., Аронин А.С.**

*Институт физики твердого тела имени Ю.А.Осипьяна РАН,  
г. Черноголовка, Россия  
[volkov@issp.ac.ru](mailto:volkov@issp.ac.ru)*

Технологии нового поколения требуют создания материалов с хорошими функциональными свойствами. Одними с таких материалов являются аморфные и нанокристаллические сплавы на основе железа, обладающие высокими магнитными характеристиками. Аморфные сплавы получают методом скоростного охлаждения, при скоростях охлаждения  $10^6$  К/сек фиксируется структура жидкой фазы. Для улучшения свойств и перехода в нанокристаллическое состояние аморфные сплавы подвергаются термической обработке или пластической деформации.

Наличие в структуре аморфных сплавов свободного объема может играть большую роль в процессе кристаллизации, так как изменение его количества может приводить к образованию структуры с различными параметрами. Недавно появился новый метод обработки аморфных образцов с помощью ультразвуковых волн, который может увеличить количество свободного объема [1]. Но во время кристаллизации происходит структурная релаксация и свободный объем выходит из образца на поверхность диффузным путем. Было показано, что нанесение защитного покрытия способствует уменьшению количества выхода свободного объема [2]. Поэтому целью данной работы является исследование влияния ультразвуковой обработки и нанесения защитного покрытия из тантала на структуру сплава в процессе кристаллизации.

Для исследований был отобран сплав  $\text{Fe}_{78}\text{Si}_{13}\text{B}_9$  полученный скоростной закалкой. Аморфная лента подвергалась ультразвуковой обработке в ванне с мощностью 100 Вт в течении 1 часа. После чего с каждой стороны наносился защитный слой тантала методом катодного распыления. Термообработка проходила в печи сопротивления при температуре  $430^\circ\text{C}$  в течении одного часа. На каждом этапе обработки структура образца контролировалась.

Проведенное исследование показало, что нанесение защитного покрытия из тугоплавкого материала способствует ускорению процесса кристаллизации. Ультразвуковая обработка аморфных лент перед напылением покрытия и термической обработкой также приводит к ускорению кристаллизации.

*Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН.*

1. J. Ma, C. Yang, X. Liu, B. Shang, Q. He, F. Li, T. Wang, D. Wei, X. Liang, X. Wu, Y. Wang, F. Gong, P. Guan, W. Wang, Y. Yang, Fast surface dynamics enabled cold joining of metallic glasses, *Sci. Adv.* 5 (2019) 7256.
2. Z.Q. Chen, L. Huang, F. Wang, P. Huang, T.J. Lu, K.W. Xu, Suppression of annealing-induced embrittlement in bulk metallic glass by surface crystalline coating, *Mater. Des.* 109 (2016) 179-185.

## МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИТЫ ИЗ МОЛИБДЕНА С КАРБИДО-СИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

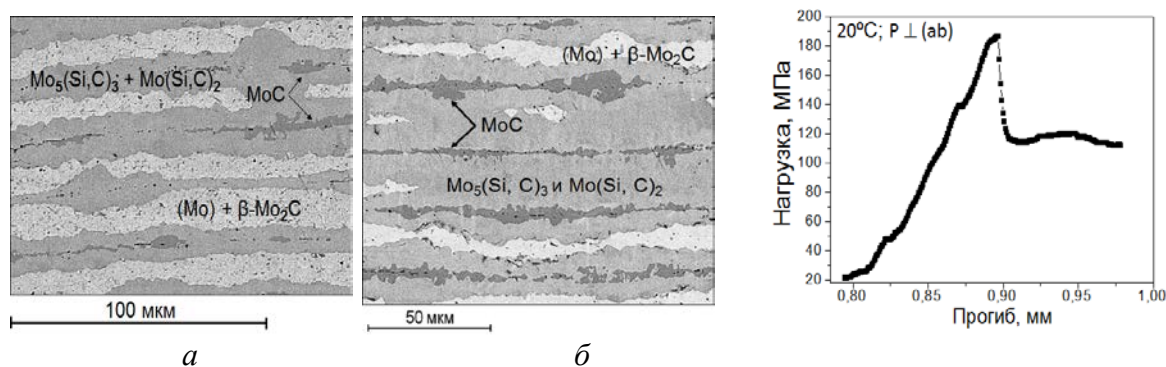
Прохоров Д. В., Коржов В. П., Желтякова И. С., Строганова Т. С.

*Институту физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, РФ*

[prohorov@issp.ac.ru](mailto:prohorov@issp.ac.ru)

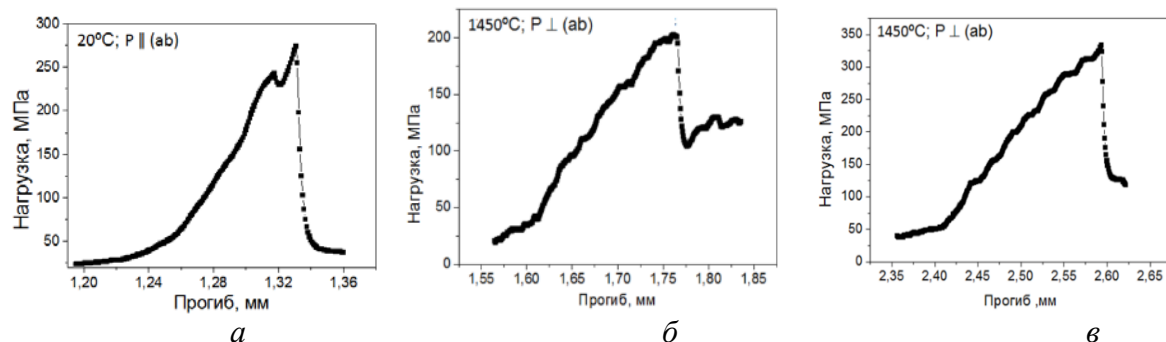
Композиты Mo/(Si–C) получали сваркой многослойных пакетов из Mo-фольг 50 мкм толщиной с покрытиями смесью порошков из Si и C с отношением Si/C = 3 при 1500°C в течение 1 ч под давлением от 10 до 14 МПа. Значения  $t_{Mo}/t_{(Si-C)} = 2,5$  (1) и 1,75 (2), где  $t_{Mo}$  и  $t_{(Si-C)}$  – толщины фольги Mo и (Si–C)-покрытия.

Структуры композитов (рис. 1) после фазовой идентификации представлены светлыми эвтектоидными слоями (Mo) +  $\beta$ -Mo<sub>2</sub>C, где (Mo) – твёрдый р-р C в Mo, небольшим объёмом тёмных слоёв MoC и большим количеством эвтектической смеси силицидо-карбидов Mo<sub>5</sub>(Si,C)<sub>3</sub> и Mo(Si,C)<sub>2</sub>. Вследствие разных отношений  $t_{Mo}/t_{(Si-C)}$  композиты отличались объёмными содержаниями слоев.



**Рис. 1.** Микроструктуры Mo-композиов с отношениями  $t_{Mo}/t_{(Si-C)} = 2,5$  (а) и 1,75 (б)

**Рис. 2.** Кривые деформирования композита Mo/(Si–C)1 при комнатной температуре



**Рис. 3.** Кривые деформирования композита Mo/(Si–C)1 при комнатной температуре и ориентации P || (ab) (а) и P ⊥ (ab) (б и в)

Испытания композитов на 3-точечный изгиб проводили при P ⊥ (ab)- и P || (ab)-ориентациях приложения нагрузки P относительно плоскости слоев (ab). Образцы вырезали вдоль направления прокатки Mo-фольг. Кривые деформации имели «затянутый» характер восходящих и обрывистый характер ниспадающих ветвей. Испытания композитов на прочность при 3-точечном изгибе дали такой результат.

Композит Mo/(Si–C)1: P ⊥ (ab): 20 и 1450°C –  $251 \pm 57$  и  $284 \pm 54$  МПа;

P || (ab): 20 и 1450°C –  $236 \pm 20$  и  $301 \pm 17$  МПа.

Композит Mo/(Si–C)2: P ⊥ (ab): 20 и 1450°C –  $170 \pm 19$  и  $173 \pm 21$  МПа;

P || (ab): 20 и 1000°C –  $181 \pm 11$  и  $256 \pm 25$  МПа.

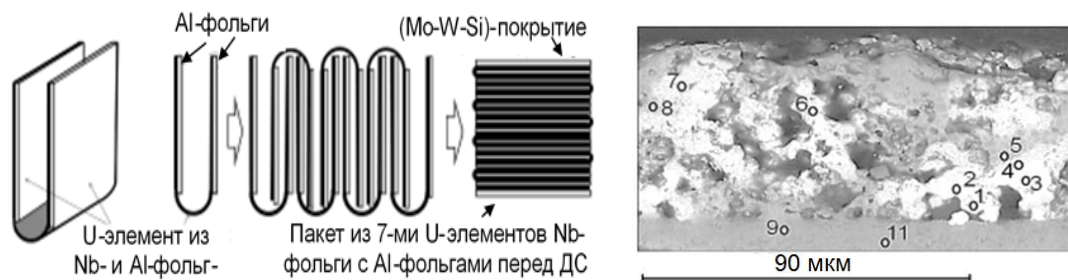
## РАЗРАБОТКА ЖАРОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КАРБИДО-СИЛИЦИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА

Строганова Т. С., Коржов В. П., Прохоров Д. В., Желтякова И. С.

*Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, РФ*  
[stroganova@issp.ac.ru](mailto:stroganova@issp.ac.ru)

Предлагается технологическая схема получения жаропрочных композитов на основе ниобия или молибдена и их интерметаллических соединений с алюминием  $Nb_3Al$  и  $Mo_3Al$  с жаростойким покрытием всех их наружных поверхностей жаростойким карбидо-силицидным соединением молибдена с вольфрамом.

В данной работе исходной заготовкой был многослойный пакет, составленный из ниобиевых U-элементов и Al-фольг (рис. 1), покрытый со всех сторон суспензионной смесью Mo–W–Si из порошков состава, который соответствовал одной из фаз «Новотного»: 44%Mo–44%W–12 мас. % Si. «Со всех сторон» означало, что порошковой суспензией покрывались две главные поверхности и все торцевые поверхности пакета. Ранее предполагалось, что нужное количество углерода, который является необходимым элементом искомой жаростойкой фазы, будет попадать в покрытие вследствие и благодаря CO-атмосфере в камере установки для диффузионной сварки (ДС) пакетов. Сваренный пакет/композит должен был иметь многослойную структуру из Nb-слоёв, чередующихся с относительно тонкими упрочняющими композитными слоями интерметаллического соединения  $Nb_3Al$ , которое заодно сформировалось в процессе диффузионной сварки многослойного пакета.



**Рис. 1.** U-элемент из Nb-фольги с Al-фольг, схема сборки многослойного пакета и пакет из U-элементов с покрытиями, подготовленный к ДС

**Рис. 2.** Микроструктура покрытия из соединений молибдена и вольфрама с кремнием и углеродом на композите Nb/(Si–В) после ДС при 1400°C в течение 1 ч: 1–9, 11 – номера спектров

На рис. 2 показана микроструктура покрытия на поверхности Nb-композита с (Si–В)-упрочнением [1]. Покрытие на данном этапе не являлось фазой «Новотного», но было близко к ней. В его составе обнаружены три фазы: (1) карбидо-силицид молибдена и вольфрама состава  $(Mo_{30,4}W_{15,7})_{46,1}(Si_{27,7}C_{26,2})_{53,9}$ , представляемый, как  $(Mo,W)(Si,C) = (Mo_{0,6}W_{0,4})_{0,9}(Si_{0,5}C_{0,5})_{1,1}$ , (2) карбидо-силицид молибдена с растворенным W и Nb –  $(Mo,Me)(Si,C)$ , где Me – W и Nb, и (3) светлая фаза – ещё неиспользованный в реакции вольфрам. Допустимо предположить, что при ДС 1400 С, 1 ч фаза Новотного  $(Mo,W)_5Si_3C$  или  $(Mo,W)_5Si_2$ , ради которых проводился эксперимент, ещё не сформировались, вследствие низкой температуры сварки.

1. V. P. Korzhov / Heat-Resistant Coating of Molybdenum and Tungsten Compounds with Silicon and Carbon on The Surface of Layered Nb/(Si–B) Composite // «Evolutions in Mechanical Engineering», 2019, v. 2, No 3, p. 1–3. DOI: 10.31031/EME.2019/02/000542.

## ЖАРОСТОЙКИЕ ХРОМ-НАНОАЛМАЗНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ КОМПОЗИТНЫХ СТЕРЖНЕЙ СО СЛОИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ МОЛИБДЕНА И ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $\text{Mo}_3\text{Al}$

Коржов В. П.<sup>1</sup>, Кийко В. М.<sup>1</sup>, Петков В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институту физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, РФ

<sup>2</sup>Институт металловедения, оборудования и технологий с Центром гидро- и аэродинамики им. Академика Ангела Балеvского БАН, Болгария

[korzhov@issp.ac.ru](mailto:korzhov@issp.ac.ru)

Защитные электрохимические Cr-содержащие покрытия с алмазными наночастицами наносили на поверхности многослойных Mo/Al-композиов стержневой конфигурации квадратного сечения  $\sim 5 \times 5 \text{ мм}^2$  и длиной 50–60 мм. Стержни нарезали из пластин с многослойной структурой из Mo-слоёв, чередующихся со слоями  $\text{Mo}_3\text{Al}$ . Композиты-стержни отличались от плоских композитов тем, что имели две пары ортогональных плоскостей-граней с разными структурами: Mo-поверхности и поверхности с многослойной структурой из Mo-слоёв и слоёв соединения  $\text{Mo}_3\text{Al}$ .

Внешний вид Mo/Al-композитного стержня показан на рис. 1. Отверстие предназначалось для подключения его в электрическую цепь.



Рис. 1. Mo/Al-стержень с жаростойким покрытием всех граней и торцов

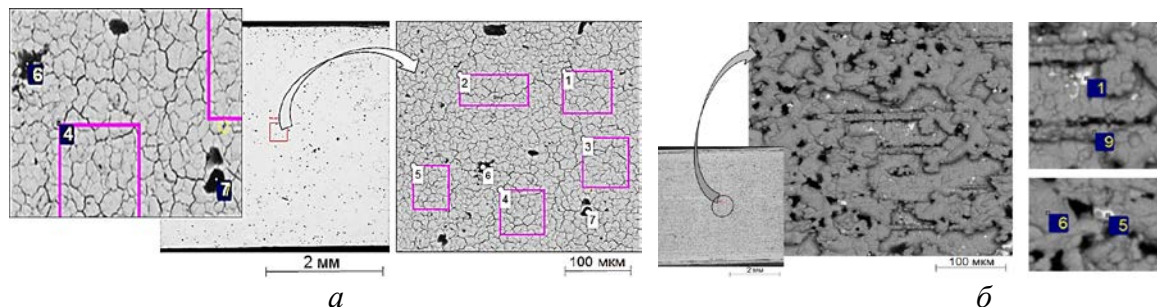


Рис. 2. Микроструктуры поверхностей композитного Mo/Al-стержня, приходящихся на грань с Mo-фольгой (а) и грань с многослойной структурой (б): 1–7 – РС-анализ

Поверхность стержня, приходящейся на Mo-фольгу – средний рисунок 2,а – имела зёрна размером  $\sim 20 \text{ мкм}$ , но присутствуют и более легкие (темного цвета), чем металл покрытия, включения размером от 3–4 до 10–15 мкм. От покрытия они отличаются тем, что кроме хрома, имели в своём составе Al и Si. Рентгеновский спектральный анализ показал, что состав покрытия: 97.2 Cr и 2.2 ат. %  $\text{O}_2$ . Тёмные включения: 25.8–68.3 Cr, 3.6–4.5 Al, 2.6–7.4 Si и 14.4–45.1 ат. %  $\text{O}_2$ . По данным анализа Mo в покрытии не обнаружен ни в одном спектре на уровне сотых долей процента!

На рис. 2, б представлена микроструктура граней композитного стержня, ортогональных поверхности с Mo-фольгой. Структуры граней приведены в одинаковых масштабах и, поэтому, видно, что они значительно различаются. Вторая из них до нанесения покрытия была представлена тонкими слоями молибдена и ещё более тонкими слоями соединения  $\text{Mo}_3\text{Al}$  (см. правый рис. 2,б). Более тонкими потому, что толщина Al-фольг в пакете не превышала 9–10 мкм.



## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Co–Ni

Мурадинова Л.Ф.<sup>1</sup>, Глезер А.М.<sup>1,2</sup>, Дьяконов Д.Л.<sup>2</sup>, Томчук А.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия,*

[Lyaysan42@gmail.com](mailto:Lyaysan42@gmail.com)

<sup>2</sup> *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии  
им. И.П. Бардина,*

*Москва, Россия*

[a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)

В данной работе представлены закономерности изменения физико-механических и магнитных свойств в тройных сплавах системы Fe–Co–Ni с разным соотношением Co и Ni после деформации кручением под высоким давлением ( $N = 0; 0.5; 1; 2; 3; 4$ ). Исследуемые сплавы находятся в разных зонах диаграммы фазового равновесия и имеют разный фазовый состав.

С помощью ПЭМ (просвечивающей электронной микроскопии) было обнаружено формирование двух основных структурных составляющих: деформационные фрагменты (ДФ) и динамически рекристаллизованные зерна (РЗ). Для всех исследованных сплавов характерно одинаковое изменение соотношения ДФ и РЗ при увеличении степени деформации. Средний размер ДФ составляет 65 нм. Средний размер рекристаллизованных зерен составляет 150–250 нм и плавно снижается по мере роста величины деформации.

С помощью рентгеноструктурного анализа было показано, что деформация влияет на параметр решетки и внутренние напряжения. При увеличении степени деформации параметр решетки уменьшается, внутренние напряжения увеличиваются на ранних стадиях и выходят на насыщение на поздних. Так же показано влияние деформации кручением на фазовый состав сплавов. В сплаве Fe(CoNi) с увеличением степени деформации содержание  $\gamma$ -фазы постепенно уменьшается, и при двух оборотах полностью исчезает. Это происходит из-за протекания мартенситного  $\gamma$ - $\alpha$  превращения под действием сдвиговых напряжений, создаваемых при кручении.

Показано, что уровень внутренних напряжений в изученных сплавах под действием МПДК определяется объемной долей дф, сформировавшейся в процессе деформационного воздействия. В свою очередь максимальное значение коэрцитивной силы и микротвердости определяется уровнем внутренних напряжений и степенью протекания релаксационных процессов. Таким образом твердость и коэрцитивная сила увеличиваются и выходят на насыщение вместе с уровнем внутренних напряжений.

На удельную намагниченность насыщения наибольшее влияние оказывает фазовый состав сплавов. Значения  $\sigma$  постепенно увеличивается с увеличением доли содержания кобальта в сплаве. Наибольшая удельная намагниченность насыщения наблюдается в сплавах с наибольшей массовой долей Co (37,5).

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ В СПЛАВАХ TiZrHfMoCr И TiZrHfMoCrCo

Горнакова А.С.<sup>1</sup>, Афоникова Н.С.<sup>1</sup>, Страумал А.Б.<sup>1</sup>, Давдян Г.С.<sup>1</sup>,  
Тюрин А.И.<sup>2</sup>, Страумал Б.Б.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия  
<sup>2</sup>Научно-исследовательский институт “Нанотехнологии и наноматериалы” ТГУ им.  
Г.Р. Державина, Тамбов, 392000 Россия  
[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

В последние годы высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) получили большой интерес в области материаловедения. ВЭС также называют многоосновными сплавами, безосновными сплавами или сплавами без основного компонента. Оказалось, что такие сплавы могут образовывать однородный неупорядоченный твердый раствор. Это связано с тем, что их уникальная комбинация атомов с различными атомными радиусами может эффективно ингибировать зарождение и рост вторых фаз. Такие сплавы могут обладать лучшими свойствами, чем традиционные сплавы. В частности, они обладают высокой твердостью [1,2], хорошей прочностью при высоких температурах, отличной износостойкостью, стойкостью к окислению и коррозии. Наиболее часто используемым подходом к изготовлению ВЭС является технология литья или дуговой плавки.

В нашей работе были исследованы два высокоэнтропийных сплава Ti<sub>10.92</sub>Zr<sub>18.90</sub>Hf<sub>41.28</sub>Mo<sub>18.20</sub>Cr<sub>3.61</sub>Co<sub>3.85</sub>wt.% (последующие обозначение TiZrHfMoCrCo) и Ti<sub>10.65</sub>Zr<sub>21.35</sub>Hf<sub>39.40</sub>Mo<sub>21.15</sub>Cr<sub>12.06</sub>, wt.% (TiZrHfMoCr), выплавленных методом левитационного плавления в атмосфере чистого аргона с помощью электромагнитной индукции в виде цилиндрических слитков диаметром 10 мм. Для приготовления сплавов были использованы чистые металлы. Цель: исследовать фазовые превращения индуцируемые термообработкой и измерить значения нанотвердости отдельных фаз в ВЭС отличающихся на одну компоненту – кобальт.

В обоих сплавах в исходном (после выплавки) состоянии присутствует три фазы: (Hf)cub (A2), Cr<sub>2</sub>Zr (C14) и (Mo,Cr)<sub>2</sub>Zr (C15) (две последние фазы – это фазы Лавеса), их доля и распределение в сплавах близки. После отжига при 1000°C (336 ч.), 800°C (336 ч.) и 600°C (480 ч.) получаем не только разное сочетание фаз, но и появляются новые (HfC)cub (B1) и (Cr<sub>2</sub>Hf)hex (C36).

В исходных сплавах были измерены значения нанотвердости фаз (Hf)cub (A2) и (Mo,Cr)<sub>2</sub>Zr (C15), и если в сплаве TiZrHfMoCrCo значения нанотвердости фаз близки и равны примерно 8 ГПа, то в сплаве TiZrHfMoCr нанотвердость фаз отличается в два раза 5 и 10 ГПа.

*Авторы благодарят за финансовую поддержку Министерство науки и высшего образования РФ (соглашение № 075-15-2021-945, номер проекта в ЭБ 13.2251.21.0013).*

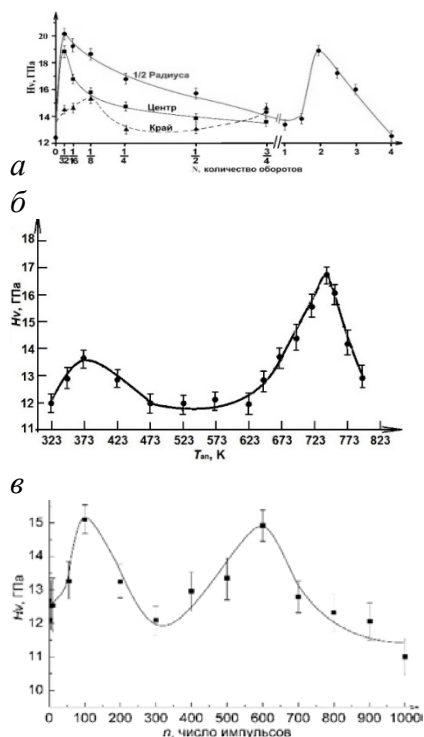
1. Zhu, J.M.; Fu, H.M.; Zhang, H.F.; Wang, A.M.; Li, H.; Hu, Z.Q. Mater. Sci. Eng. A 2010, 527, 7210–7214. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.049>.
2. Zhou, Y.J.; Zhang, Y.; Wang, Y.L.; Chen, G.L. Appl. Phys. Lett. 2007, 90, 181904. <https://doi.org/10.1063/1.2734517>.

## УПРОЧНЯЮЩИЕ ЭФФЕКТЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ Co–Fe–Cr–Si–B ПРИ РАЗНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Пермякова И.Е.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,  
[inga\\_perm@mail.ru](mailto:inga_perm@mail.ru)

Проведен комплексный сравнительный анализ отклика механических характеристик быстрозакалённого АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  и структурных превращений при разных внешних воздействиях. Отжиг осуществлялся в вакуумной печи при заданном температурно-временном диапазоне; КВД – в камере Бриджмена с варьированием числа оборотов; лазерная обработка – с привлечением эксимерного УФ-лазера, работающего в импульсном режиме при подобранных параметрах. Для исследованного АС обнаружены схожие эффекты упрочнения при различных видах обработок, а именно два пика микротвердости по мере усиления того или иного воздействия (рис. 1). Однако степень и природа наблюдаемых эффектов различна.



**Рис. 1** Поведение микротвердости  $HV$  АС  $\text{Co}_{70.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$  при КВД (а), термической обработке (б), лазерном облучении (в)

Первый максимум  $HV$  при КВД (рис. 1а) в области  $1/2R$  дискового образца и самый большой по сравнению с другими воздействиями, связан тем, что при КВД АС на ранних стадиях ( $N < 1$ ) обнаружено формирование двух морфологических типов полос сдвига (ПС) – радиальных и дуговых. Их взаимные пересечения, объединения и перемычки способны внести существенный вклад в деформационное упрочнение материала. Кроме того, известно, что в зоне колоний ПС происходят тепловые флуктуации, ведущие к адиабатическому разогреву. С учётом этого, зависимость микротвердости от величины деформации можно сравнить с зависимостью  $HV(T)$ . При отжиге АС наблюдается эффект низкотемпературного упрочнения в диапазоне 373 К (рис. 1б). Вероятно, аналогичный эффект наблюдается и на начальных стадиях ИПД, поскольку материал способен нагреваться при КВД. Эффект низкотемпературного упрочнения – первый пик  $HV$  при отжиге (рис. 1б) может быть связан с сегрегацией атомов-металлоидов на специфических дефектах аморфной матрицы – областях свободного объема, вносящих определяющий вклад в процессы пластической деформации.

При этом снижается подвижность данных дефектов, а, следовательно, повышается микротвердость и прочность. Что касается лазерного воздействия, то эффект упрочнения при малых дозах облучения занимает промежуточное место: он уступает КВД, но эффективнее отжига (рис. 1в). Это связано с тем, что при обработке лазером идет не просто нагрев, но и ударное упрочнение под воздействием сверхкоротких импульсов. Второй пик  $HV$  при всех видах воздействия связан с началом процессов кристаллизации, выделением нанокристаллических фаз и их оптимальным распределением. Данные ПЭМ и РСА это подтверждают. Таким образом, сопоставляя структуру и механическое поведение изученного АС, выявлены оптимальные режимы обработок для получения необходимых механических свойств в рамках аморфного и аморфно-нанокристаллического состояний.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-08-00341 "А").

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ БИОМОРФНЫХ УГЛЕРОДНЫХ  
КАРКАСОВ С РАСПЛАВАМИ Sn–Zr и Sn–Hf****Строганова Т.С., Ершов А.Е., Прохоров Д.В., Шмытько И.М.**

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

Разработка новых жаропрочных материалов является одним из главных направлений современного материаловедения. Такие материалы востребованы во многих областях промышленности, однако наиболее сложной задачей является повышение рабочих температур и КПД газотурбинных двигателей, в частности за счет повышения рабочих температур турбинных лопаток. Одним из основных кандидатов на роль жаропрочных материалов нового поколения являются композиты с металлической матрицей (КММ) с карбидным упрочнением, однако традиционные литейные технологии получения *in-situ* композитов для подобных сплавов осложнены высокими температурами плавления и взаимодействием расплавов с материалом оснастки. В связи с этим поиск новых подходов к получению жаропрочных материалов такого типа является актуальной задачей.

В настоящее время в ИФТТ РАН активно ведутся работы по разработке нового метода получения жаропрочных композитов – метода инфильтрации через инертный расплав [1]. В данном методе в качестве исходного материала использует полученные пиролизом древесины биоморфные углеродные каркасы, которые сохраняют характерную для древесины микроканальную структуру. Полученный образец биоморфного углерода помещают в расплав не реагирующего с углеродом вещества, в котором растворен карбидообразующий элемент. Расплав постепенно проникает в микроканалы, и карбидообразующий элемент будет реагировать с углеродом, образуя связанный каркас, состоящий из карбидов соответствующих элементов и, для некоторых систем, МАХ-фаз. В дальнейшем полученные каркасы могут быть заполнены расплавами тугоплавких металлов, причем заполнение будет происходить за счет капиллярных сил и процесс можно проводить без использования тигля.

В данной работе было исследовано взаимодействие биоморфных углеродных каркасов с расплавами Sn-Zr и Sn-Hf. Исследована кинетика инфильтрации и микроструктура полученных материалов. Было показано, что при взаимодействии с расплавом Sn-Zr процесс инфильтрации сопровождается растрескиванием стенок микроканалов, а при температурах 1100 °С и выше происходит частичное растворение образца. Скорость инфильтрации была мала и не превышала 5 мм в неделю. В системе Sn-Hf процесс инфильтрации происходил существенно быстрее, и при выдержке в течение 1 недели произошло практически полное заполнение образца с размерами ~20 мм. При этом в образце не возникали трещины и, хотя частичное взаимодействие карбида гафния с расплавом все-таки происходило, биоморфный каркас сохранил связность, что показывает перспективность разрабатываемого метода.

1. A E Ershov, D V Prokhorov, T S Stroganova and I M Shmytko New method of obtaining heat-resistant biomorphic composites with carbide reinforcement 2020 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 848

## НАКОПЛЕНИЕ И ВОЗВРАТ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ TiNiCu

Гусева<sup>1</sup> А.В., Плотников<sup>2</sup> В.А., Грязнов<sup>3</sup> А.С.

<sup>1,2</sup> Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия

<sup>3</sup> Алтайский государственный педагогический университет,

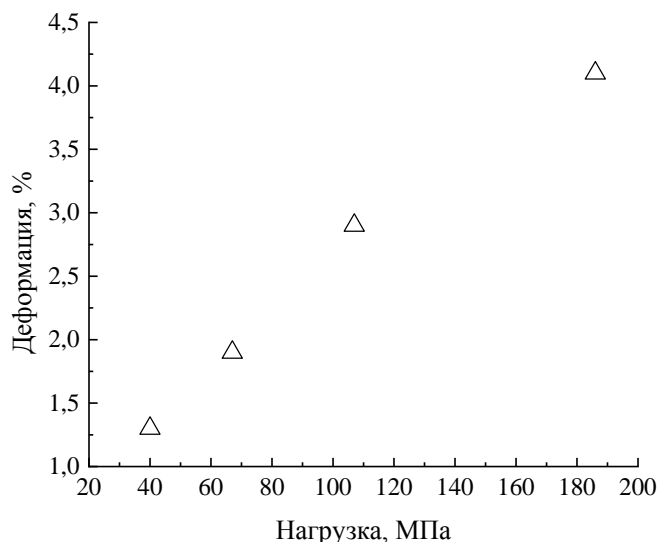
г. Барнаул, Россия

<sup>1</sup> [schannavac@mail.ru](mailto:schannavac@mail.ru)

<sup>2</sup> [plotnikov@phys.asu.ru](mailto:plotnikov@phys.asu.ru)

<sup>3</sup> [gryaznov-as@yandex.ru](mailto:gryaznov-as@yandex.ru)

Проведено исследование эффекта накопления и возврата деформации сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>40</sub>Cu<sub>10</sub> в ходе термоупругих мартенситных превращениях в никелиде титана в условиях внешнего механического нагружения. Перед проведением эксперимента образец из сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>40</sub>Cu<sub>10</sub> отжигался при температуре 800°C и охлаждался до температуры 200°C, затем производилось механическое нагружение. В первой серии нагрузка составляла около 40 МПа, во второй около 67 МПа, в третьей – 107 МПа и в четвертой серии – 186 МПа. Дальнейшее охлаждение происходило до комнатной температу-



**Рис.1.** График зависимости накопленной деформации в сериях эксперимента при нагрузках 40, 67, 107 и 186 МПа

ры, при этом осуществлялось прямое В2→В19' превращение под заданной нагрузкой. После завершения охлаждения образец нагревался до температуры 200°C. При нагреве в его объеме происходит образование аустенитной фазы. Экспериментально получено, что деформация, возврат которой осуществляется при нагреве, меньше деформации, накапливаемой при охлаждении. То есть в каждом цикле мартенситных превращений наблюдается недовозврат деформации, в связи с чем происходит накопление остаточной деформации, величина которой растёт от цикла к циклу. На рис. 1 представлены значения накопленных деформаций в сериях эксперимента.

Процесс деформации в сплавах на основе никелиде титана представляет собой процесс накопления и возврата деформации. Деформация, которая накапливается в ходе охлаждения – полная деформация в цикле, она состоит из обратимой и остаточной деформациях. Обратимая деформация обратима при нагреве в цикле, а остаточная деформация – которая накапливается в каждом цикле мартенситных превращений.

1. Плотников В.А., Грязнов А.С. Аномальный акустический эффект при термоупругих мартенситных превращениях в никелиде титана в условиях фиксированной деформации. Материаловедение, N3, 2009, с. 2-6.

## ПРИМЕНЕНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ Al-Cu СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Грачёва Н.А., Фомин Е.В., Майер А.Е.

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия  
[nagra45da@gmail.com](mailto:nagra45da@gmail.com)

Одним из актуальных научных направлений является исследование деформации в сплавах при динамическом нагружении и связанные с этим изменения их микроструктуры. В данной работе мы изучаем деформационное поведение Al-Cu сплава и чистых металлов при одноосном сжатии в широком диапазоне температур. Моделирование проводится с помощью программного пакета LAMMPS [1]. При одноосном сжатии кристалла из Al-Cu сплава наблюдается фазовое превращение из ГЦК в ОЦК решетку. Перестроение кристаллической структуры ведет к релаксации касательных напряжений (Рис.1). На основе данных моделирования сформулирована модель фазового перехода, учитывающая эволюцию фазового состава и вызванную ей релаксацию напряжений. Параметры модели подбираются с помощью вероятностного метода Байеса, являющегося одним из подходов машинного обучения. Метод байесовской идентификации параметров применяется и для определения коэффициентов модели дислокационной пластичности металлов [2,3]. Другое применение методов машинного обучения заключается в использовании искусственных нейронных сетей (ИНС) в качестве уравнения состояния. Были обучены две ИНС с прямой связью, позволяющие определять константы упругости и рассчитывать давление в образцах. ИНС обучены на данных, полученных с помощью метода молекулярной динамики. Моделировались процессы как одноосного, так и гидростатического сжатия и растяжения кристаллов.

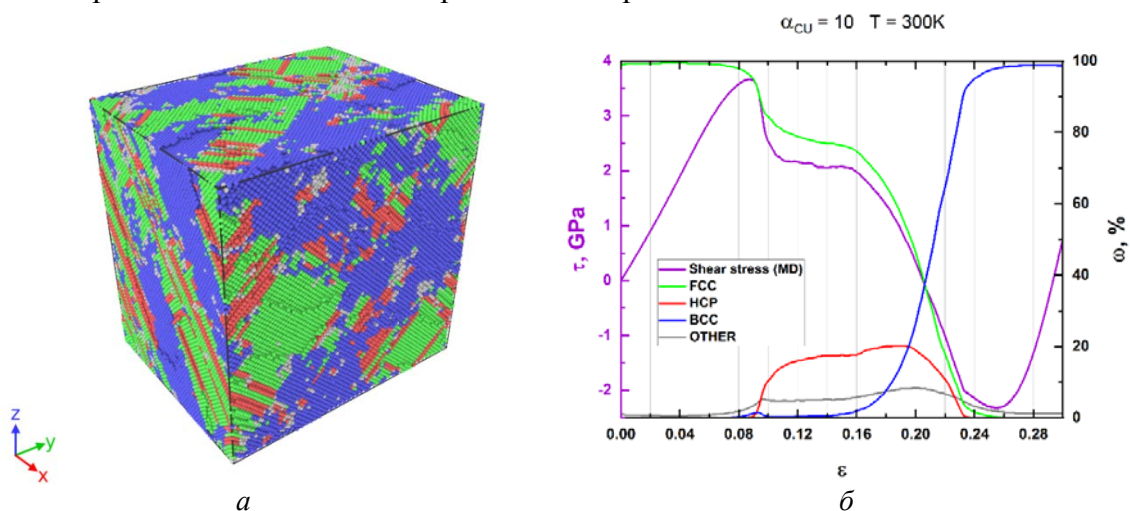


Рис. 1. МД система для сплава с 10% содержанием атомов меди в алюминии при деформации 0,21 (а); эволюция касательных напряжений и объемной доли фаз (б)

Работа выполнена за счёт гранта РНФ (проект № 20-11-20153).

1. Plimpton S. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics // J. Comput. Phys. 1995. V. 117. P. 1–19.
2. Evolution of shock compression pulses in polymethacrylate and aluminum / T.V. Popova, A.E. Mayer, K.V. Khishchenko // J. Appl. Phys. – 2018. – V. 123, 235902.
3. Dynamics of growth and collapse of nanopores in copper / F.T. Latypov, A.E. Mayer, V.S. Krasnikov // Int. J. Solids Struct. – 2020. – V. 202, P. 418-433.

## ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ СТРУКТУР НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ Ni–Mn–In

Ерагер К.Р., Байгутлин Д.Р., Соколовский В.В., Бучельников В.Д.

Челябинский государственный университет,  
г. Челябинск, Россия  
[eragerk@rambler.ru](mailto:eragerk@rambler.ru)

В последние годы магнитные сплавы с эффектом памяти формы привлекают все большее внимание из-за значительных деформаций, индуцированных магнитным полем, и гигантского магнитокалорического эффекта, используемого в современных технологиях. Наличие больших обратимых магнитодеформаций связано с возникновением модулированных низкосимметричных структур в мартенситной фазе вследствие бездиффузионного мартенситного перехода из высокотемпературной аустенитной фазы с кубической структурой. Помимо модулированных структур, двойниковые образования представляют собой «зеркальное» отражение атомной структуры (матрицы) в определенной плоскости, либо образуются поворотом структуры (матрицы) вокруг кристаллографической оси на некоторый угол, постоянный для данного вещества. Двойникование значительно влияет на механические свойства конечных сплавов: [прочность](#), [пластичность](#), [хрупкость](#), а также на электрические, магнитные и оптические свойства. Несмотря на то, что многие стехиометрические сплавы Гейслера  $Ni_2MnX$ , обладающие модулированной мартенситной структурой, имеют серьезные ограничения в их полноценном применении, связанные с рабочим температурным интервалом, поскольку температура Кюри достаточно велика, то управление температурами мартенситного и магнитного перехода можно реализовать посредством введения нестехиометрии.

В данной работе первопринципные вычисления модулированных структур сплава  $Ni_2Mn_{1.75}In_{0.25}$  были выполнены с помощью теории функционала плотности, реализованной в программном пакете VASP (Vienna Ab initio Simulation Package) [1], в приближении GGA-PBE [2]. Расположение избыточных атомов Mn рассчитывалось в программном пакете АТАТ. Плотность к сетки составляла  $\sim 15000$  точек на атом обратной решетки. Энергия обрезки плоских волн составляла 460 эВ, а параметр сходимости по энергии равнялся  $10^{-8}$  эВ/атом.

По данным проведенных исследований структуры, сгенерированные с помощью программного пакета АТАТ обладают большей по модулю энергией основного состояния, чем структуры с упорядоченным расположением избыточного Mn, что указывает на фазовую стабильность композиций и устойчивость к сегрегации. Распределение избыточных атомов Mn в подрешетке In не влияет на структурные характеристики сплавов.

*Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках госзадания № 075-01391-22-00.*

1. Kresse G., Furthmüller J. // Physical Review B. 1996. V. 54. P. 11169.
2. Perdew J. P., Burke K., Ernzerhof M. // Physical Review Letters. 1996. V. 77. P. 3865.

## ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

Беляков А.Н., Долженко А.С.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
Белгород, Россия  
[belyakov@bsu.edu.ru](mailto:belyakov@bsu.edu.ru)*

Низколегированные стали широко используются как конструкционные материалы в строительстве и машиностроении. Одним из недостатков таких сталей является их относительно высокая температура хрупко-вязкого перехода (ХВП) после улучшения или термомеханической обработки, что делает эти стали хрупкими и ограничивает их применение при отрицательных температурах. Кимура с соавторами предложили оригинальный способ повышения ударной вязкости низколегированных сталей при низких температурах, который получил название темпформинг [1]. Предложенный подход заключается в формировании субмикроструктурной структуры волокнистого типа с однородным распределением частиц карбидов в процессе теплой прокатки при температуре отпуска закаленной на мартенсит стали. Повышение ударной вязкости достигается за счет расслоения стали в направлении перпендикулярном направлению надреза. Важно отметить, что темпформинг ведет к повышению ударной вязкости и в то же время повышает прочностные характеристики стали. Понижение температуры и увеличение степени деформации темпформинга уменьшает поперечный размер зерен и повышает плотность дислокаций, которая вносит основной вклад в упрочнение сталей [2]. Повышение температуры темпформинга способствует повышению ударной вязкости при криогенных температурах, тогда как темпформинг при относительно низких температурах повышает ударную вязкость при комнатной и пониженных температурах [3]. Увеличение степени деформации при темпформинге также способствует повышению ударной вязкости при криогенных температурах испытания за счет увеличения интервала когерентных плоскостей скола  $\{001\}$  в направлении прокатки [4].

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497).*

1. Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel. *Science*, 2008, v. 320, pp. 1057-1060.
2. A. Dolzhenko, A. Pydrin, S. Gaidar, R. Kaibyshev, A. Belyakov. Microstructure and strengthening mechanisms in an HSLA steel subjected to tempforming. *Metals*, 2022, v. 12, art. No. 48.
3. A. Dolzhenko, R. Kaibyshev, A. Belyakov. Tempforming strengthening of a low-alloy steel. *Materials*, 2022, v. 15, art. No. 5241.
4. А.С. Долженко, П.Д. Долженко, А.Н. Беляков, Р.О. Кайбышев. Микроструктура и ударная вязкость высокопрочной низколегированной стали после темпформинга. *ФММ*, 2021, том 122, стр. 1091-1100.



**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Al–Zn ПОСЛЕ ИПД И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ**

Аксенов Д.А.<sup>1,2</sup>, Сементеева Ю.Р.<sup>2</sup>, Назаров А.А.<sup>3</sup>, Рааб Г.И.<sup>4</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1,2</sup>, Фахретдинова Э.И.<sup>1,2</sup>, Шишкунова М.А.<sup>2</sup>

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

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

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

<sup>4</sup> Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, г. Магнитогорск, Россия

[aksyonovda@mail.ru](mailto:aksyonovda@mail.ru), [yu.nuriewa@yandex.ru](mailto:yu.nuriewa@yandex.ru)

За счет существенного измельчения структуры методы интенсивной пластической деформации позволяют существенно повышать прочностные характеристики металлов и сплавов. При этом полученное структурное состояние является сильно неравновесным. В случае с магниевыми сплавами высокая неравновесность может приводить к снижению коррозионной стойкости, что является негативным фактором для данных материалов. Традиционная термообработка позволяет снизить неравновесность системы, однако при этом происходит сильный рост зерен, что неблагоприятно сказывается на прочностных характеристиках. Метод самостоятельного ультразвукового воздействия может являться альтернативным подходом на правленным на повышение равновесия системы.

В работе исследовалось влияние самостоятельного ультразвукового воздействия на структуру и свойства сплава Mg-5.1Al-2.5Zn подверженного деформационной обработке путем совмещения процессов редуцирования и равноканального углового пресования (редуцирование-РКУП).

В процессе деформационной обработки при 350 °С происходит измельчение структуры до размера зерна 10-20 мкм. Одновременно с этим происходит рекристаллизация, вследствие чего появляются мелкие зерна размером 1-2 мкм. Прочность сплава составляет 280±10 МПа.

Ультразвуковая обработка в режиме стоячей волны с частотой 20 кГц и амплитудой колебаний 10 мкм оказывает заметное воздействие на дислокационную структуру в центре образца. Одновременно с увеличением доли большеугловых границ с 72 до 89% сохраняется высокая плотность дислокаций порядка  $10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Происходит дополнительное упрочнение материала до 310±5 МПа с сохранением относительного удлинения материала 14±1%.

Коррозионные исследования в соляной кислоте свидетельствуют о существенном уменьшении сопротивления коррозии сплава Mg-5.1Al-2.5Zn при измельчении зерен и увеличении плотности дислокаций после редуцирования-РКУП. При этом последующее УЗ воздействие приводит к повышению доли БУГ с 72 до 89% и практически двукратному увеличению коррозионной стойкости в HCl при высокой плотности дислокаций. Физическая природа такого поведения может быть связана с изменением состояния границ, а именно увеличением доли границ  $\Sigma 13a$ , имеющих полное совпадение, а также увеличением доли двойниковых границ систем  $\Sigma 15b$  и  $\Sigma 17a$ .

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10325). (В рамках проекта был опробован метод постдеформационной ультразвуковой обработки. Определены размеры образцов, определено окно параметров ультразвуковой обработки. Отработаны режимы подготовки образцов магния для EBSD-исследований).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БЕЗАБРАЗИВНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ УМЗ ТИТАНА МАРКИ GRADE 4

Асфандияров Р.Н., Шишкунова М.А., Аксенов Д.А.

*Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, г. Уфа, Россия*

[a.r.n@list.ru](mailto:a.r.n@list.ru),

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

Исследование посвящено изучению влияния технологических режимов безабразивной ультразвуковой финишной обработки (БУФО) на структурное состояние, микротвердость и шероховатость цилиндрической заготовки из ультрамелкозернистого (УМЗ) титана марки Grade 4.

Исходное УМЗ состояние получено последовательной обработкой методами РКУП-Конформ и волочения. Микроструктурный анализ, полученных образцов, показал, что после 6 циклов РКУП-Конформ по маршруту Вс, с углом оснастки  $90^\circ$  и последующего волочения ( $\epsilon=0,15$ ) средний поперечный размер структурных фрагментов составил  $180\pm 26$  нм. Микротвердость в исходном состоянии составила  $2590\pm 60$  МПа, параметр шероховатости  $Ra = 8,59$  мкм.

Обработка методом БУФО проводилась с варьированием скорости вращения заготовки (500, 1000 и 1600 об/мин), статической силы прижатия (25, 50 и 100 Н), мощности ультразвукового генератора (1, 1.5 и 2 кВт), количества циклов обработки (1, 2 и 3).

Анализ результатов проведенного исследования показал, что обработка методом БУФО технического чистого титана марки Grade 4 в УМЗ состоянии приводит к существенному повышению микротвердости поверхности от 2 до 3,5 раз и снижению параметра шероховатости  $Ra$  (с  $Ra \sim 8,6$  мкм до  $Ra \sim 0,3-0,4$  мкм). Наблюдается положительное влияние увеличения скорости вращения заготовки при обработке, так как это ведет к снижению параметра шероховатости  $Ra$ , а значение микротвердости при этом возрастает. Стоит отметить, что увеличение мощности ультразвука ведет к линейному увеличению микротвердости, однако, при этом увеличивается и шероховатость поверхности. Увеличение количества циклов обработки (до 3) ведет к незначительному  $\sim 5\%$  увеличению микротвердости. Наиболее рациональным из рассмотренных, является режим: 1 цикл обработки со скоростью вращения заготовки 1600 об/мин, статической силой прижатия 50 Н, мощностью ультразвука 2 кВт, при этом наблюдается максимальное значение микротвердости  $8930\pm 70$  МПа и параметр шероховатости поверхности  $Ra = 0,36$  мкм.

Исследование поверхности методом РЭМ позволило установить, что обработка по предложенным режимам ведет к формированию структуры поверхности в виде фрагментов с размером от 3 до 5 мкм. Стоит отметить, что в состоянии с максимальной микротвердостью (частота вращения 1600 об/мин) фрагменты более вытянутые, по видимому, из-за более высокой скорости вращения заготовки, а толщина деформированного поверхностного слоя составляет порядка 40-50 мкм.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00124, <https://rscf.ru/project/21-79-00124/>.*

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО БЕЙНИТА В СТАЛИ 08ХФА

Выбойщик М.А.<sup>1</sup>, Иоффе А.В.<sup>2</sup>, Грузков И.В.<sup>2</sup>, Федотова А.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,

<sup>2</sup>ООО «ИТ-Сервис», г. Самара, Россия.

[gruzkov@its-samara.com](mailto:gruzkov@its-samara.com)

Бейнитные структуры, обладающие уникальным сочетанием высоких прочностных и пластических свойств, являются базовым структурным состоянием трубных сталей. Необходимо решение вопроса повышения коррозионной стойкости бейнитных структур в агрессивных нефтепромысловых средах.

**Цель работы:** получить представления о связи структурного состояния низкоуглеродистых бескарбидных бейнитов с их механическими свойствами и коррозионной стойкостью в нефтепромысловых средах.

Исследования проводили на стали 08ХФА, содержащей 0,09% С, 0,52% Cr и 0,088% V. После закалки в воду из аустенитного состояния с 930 °С структура стали представлена разнонаправленными бейнитными зёрнами, окружёнными небольшим количеством избыточного феррита, преимущественно расположенного по границам бывшего аустенитного зерна. Бейнит состоит из реек бейнитного феррита и тонких прослоек остаточного аустенита. Средняя ширина реек составляет ≈ 400 нм, аустенитных прослоек ≈ 40 нм. Количество остаточного аустенита ≈ 1%.

Закалённую сталь 08ХФА подвергали последующему отпуску (30 минут) при температурах 200 °С, 300 °С, 400 °С, 500 °С, 600 °С и 700 °С. После каждой температуры отпуска исследовали структурное состояние и определяли его свойства.

Использовали следующие методы исследований:

- металлографический анализ, включающий электронную сканирующую микроскопию (микроскоп марки XL-30 фирмы «Philips» и методика EBSD определения углов разориентации между зёрнами), электронную микроскопию на просвет (микроскоп марки УМВ-100Л) и дифракционный анализ;

- рентгеноструктурный анализ (дифрактометр Shimadzu Maxima XRD-7000S). Определяли фазовый состав напряжений 3-го рода и плотность дислокаций;

- метод внутреннего трения, по высоте релаксационных пиков Снука и Снука-Кёстера. Определяли концентрацию углерода в твёрдом растворе и на дислокациях;

- механические свойства: испытания на твёрдость (ГОСТ 9013), испытания на одноосное растяжение (ГОСТ 1497), испытания на ударную вязкость (ГОСТ 9454);

- водородное растрескивание (NACE TM 0284), СКРН под напряжением (NACE TM 0177); стойкость к углекислотной коррозии.

Полученные результаты позволили описать последовательность и механизмы превращений бескарбидного бейнита низкоуглеродистых сталей в процессе отпуска:

1. В закалённом состоянии углерод располагается в прослойках непревращённого аустенита и в бейнитном феррите, концентрируясь на дислокациях.
2. Отпуск при 200 °С приводит к распаду прослоек остаточного аустенита.
3. При отпуске 300 °С появляются первые выделения игольчатого цементита.
4. В интервале 400-500 °С начинаются процессы полигонизации, снижается количество малоугловых границ. Увеличиваются размеры и сфероидизация частиц. Появляются цепочки карбидных включений по границам бейнитных реек.
5. С температуры отпуска 600 °С интенсивно развиваются процессы рекристаллизации. Начинаются карбидные реакции замещения цементита на специальные карбиды. Концентрация углерода в твёрдом растворе резко возрастает.
6. При отпуске выше 700 °С первичная рекристаллизация сопровождается вторичной и интенсивно увеличивается размер ферритных зёрен.

**ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АВС-ПРЕССОВАНИЯ ПРИ 573К НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub>(АТ.%)**

**Жапова Д. Ю., Лотков А. И., Гришков В. Н., Круковский К. В., Гусаренко А. А., Гирсова Н. В., Бобров Д. И.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*  
[dorzh@ispms.ru](mailto:dorzh@ispms.ru)

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) обладают хорошими прочностными характеристиками при высокой пластичности, высокой коррозионной стойкостью и биосовместимостью. Эти сплавы проявляют такие свойства как эффекты памяти формы и сверхэластичности. Тем не менее, повышение прочностных свойств сплавов на основе TiNi без изменения химического состава для их применения в силовых конструкциях является актуальной задачей. Одним из ключевых факторов, обуславливающих механические и функциональные свойства металлов и сплавов, является средний размер зёрен-субзёрен. Интенсивная пластическая деформация (ИПД) металлов и сплавов является эффективным способом измельчения зёренно-субзёренной структуры. Цель данной работы – исследовать влияние авс-прессования при 573К на микроструктуру и механические свойства сплава Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub>(ат.%). Исходные образцы были получены одним циклом авс-прессования при 1073 К и представляли собой куб со сторонами 20 мм (средний размер зёрен составлял 26 мкм, плотность дислокаций составляла  $1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ ). После этого образцы выдерживали в печи в течение 10 минут при 573 К, затем проводили их обжатие на гидравлическом прессе ДГ 2432А (600 т) в специальной пресс-форме со скоростью  $0.16\text{-}0.18 \text{ с}^{-1}$ . Понижение температуры образцов после каждого этапа сжатия не превышало 10К. При каждом цикле авс-прессования сжатие образцов проводили в трёх взаимно перпендикулярных направлениях. Величины заданных истинных деформаций  $\epsilon$  составляли 1.84, 3.60, 5.40, 7.43, 9.55.

Показано, что увеличение истинной деформации приводит к измельчению зёренно-субзёренной структуры образцов сплава Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub> (ат.%). Наиболее резкое изменение микроструктуры наблюдается при авс-прессовании до  $\epsilon=1.84$  (плотность дислокаций увеличивается на порядок до  $1 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ , а средний размер зёрен-субзёрен уменьшается до 350 нм). При дальнейшем деформировании образцов зёренно-субзёренная структура постепенно уменьшается. При  $\epsilon=9.55$  плотность дислокаций достигает  $2.2 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ , а средний размер зёрен-субзёрен составляет около 130 нм.

Было установлено, что после авс-прессования механические свойства сплава Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub> (ат.%) улучшаются. Уже при величине истинной деформации  $\epsilon=1.84$  предел текучести образцов  $\sigma_T$  равен  $900 \pm 25$  МПа, что в два раза выше, чем  $\sigma_T$  исходных образцов. Также после первого цикла авс-прессования наблюдается увеличение предела прочности до  $1090 \pm 25$  МПа. При дальнейшем повышении деформации до  $\epsilon=9.55$  предел текучести возрастал до  $1000 \pm 25$  МПа, а предел прочности до  $1190 \pm 25$  МПа и превышал предел прочности исходных образцов на 15%. При этом было обнаружено, что величина напряжения начала площадки псевдотекучести не зависит от величины авс-деформации и равна  $180 \pm 25$  МПа.

*Работа выполнена рамках государственного задания ИФПМ СО РАН (проект № FWRW-2021-0004).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Вовнова И.Г., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В.

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,  
[yanna\\_lip@mail.ru](mailto:yanna_lip@mail.ru)

Работа посвящена исследованию явления сверхпластичности металлических материалов методом компьютерного моделирования деформации прямоугольного стержня при одноосном растяжении. Моделирование проведено на основе конечно-элементной двухуровневой модели, предложенной ранее авторами [1]. В основе численного расчета деформации лежит модель упругопластической среды. Данная модель включает классические законы сохранения массы импульсов и энергии, определяющие соотношения теории пластического течения и уравнение состояния в форме Ми-Грюнайзена. Используются механические характеристики для сплава ЦА22 [2, 3].

Анализируется влияние упрочнения элемента деформационной среды на локализацию деформации на разных масштабных уровнях. Показано, что в зависимости от формы кривой напряжение-деформация ( $\sigma$ - $\varepsilon$ ) элемента среды, на макромасштабном уровне наблюдаются локализации пластического течения различного вида. Немонотонная зависимости  $\sigma$ - $\varepsilon$  элемента деформационной среды, с одним максимумом, является условием возникновения стабильной шейки разрушения. В случае, когда зависимость  $\sigma$ - $\varepsilon$ , характеризующая упрочнение элементарных объемов стержня, имела два максимума, наблюдалась распространяющаяся (бегающая) шейка, затем возникала вторая (встречная) шейка, при этом дальнейшее растяжение приводило к еще одной локализации деформации образца, в которой происходило разрушение материала. Более сложная форма кривой  $\sigma$ - $\varepsilon$ , имеющая осциллирующий характер, приводила к формированию множественных бегающих шеек. Распространяясь вдоль образца, движение шеек приводит, в конечном счете, к однородной картине деформации стержня, а также позволяет достичь значений деформации, наблюдаемых при сверхпластичности.

В результате проведенных расчетов были выяснены условия, характеризующие механическое поведение элемента деформационной среды, при которых пластическая деформация при растяжении осуществляется в режиме сверхпластичности.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).*

1. Старенченко В.А., Валуйская Л.А., Фахрутдинова Я.Д., Соловьева Ю.В., Белов Н.Н. Исследование процессов локализации пластической деформации методом компьютерного моделирования // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012. – Т. 55 – № 2. – С. 76-87.
2. Demirtas M., Kawasaki M., Yanar H., Purcek G. High temperature superplasticity and deformation behavior of naturally aged Zn-Al alloys with different phase compositions // Materials Science & Engineering A. – 2018. – No. 730. – P. 73-83.
3. Demirtas M., Purcek G., Yanar H., Zhang Z.J., Zhang Z.F. Effect of different processes on lamellar-free ultrafine grain formation, room temperature superplasticity and fracture mode of Zn-22Al alloy // Journal of Alloys and Compounds. – 2016. – No. 663. – P. 775-783.

## ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ГРАФЕНОВЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Савицкий В.О.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1</sup>, Дородейко В.Г.,  
Phuong Doan Thang<sup>1</sup>, Bui Hung Thang<sup>1</sup>

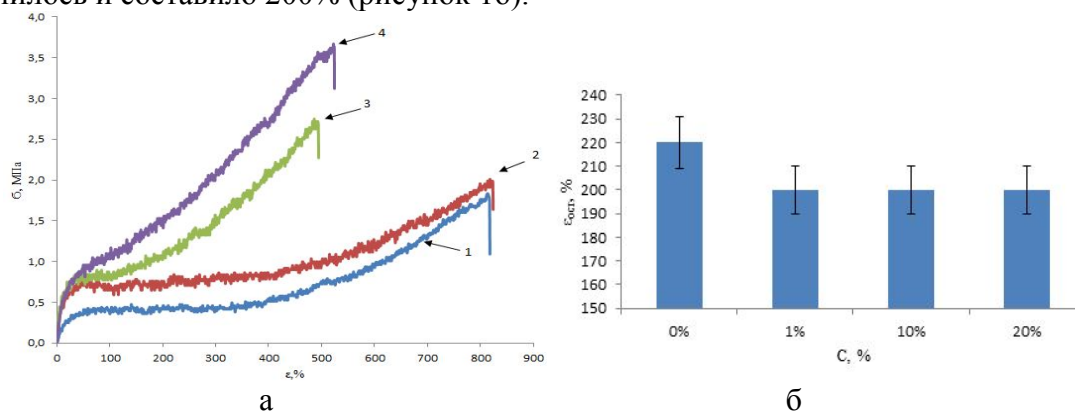
<sup>1</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>Institute materials science VAST, Ha Noi, Vietnam

[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

Для получения полимеров использовали каучук натуральный вальцованный SVR-3L (Вьетнам), в качестве добавок - диоксид кремния (20%мас.) и графеновые углеродные частицы (0%мас., 1%мас., 10%мас. и 20%мас. от массы полимера), полученные методом ультразвукового жидкофазного расслоения графита [1].

Установлено, что при увеличении концентрации графеновых добавок наблюдается рост прочности и уменьшение относительного удлинения. Так при добавлении 1%мас. графеновых структур предел прочности увеличился с 1,9 МПа для полимера без графеновых добавок до 2 МПа, при этом относительное удлинение не изменилось. Добавление 10%мас. графеносодержащей добавки привело к резкому росту предела прочности до 2.7 МПа и уменьшению относительного удлинения при разрыве с 810 до 480%. Предел прочности полимера с добавлением 20%мас. графеносодержащей добавки составил 3.6 МПа, а относительное удлинение практически не изменилось и составило 510% (рисунок 1а). Остаточное удлинение образцов в пределах погрешности не изменилось и составило 200% (рисунок 1б).



**Рис. 1.** Зависимость предела прочности от относительного удлинения (а) и остаточное удлинение (б) нанополимеров из натурального каучука с концентрациями графеновых включений: 1 – 0%мас., 2 – 1%мас., 3 – 10%мас., 4 – 20%мас

Таким образом, добавление в полимер на основе каучука графеновых частиц приводит к росту их прочностных характеристик. Предел прочности полимеров на основе каучука с добавлением 20%мас. графеновых структур составляет 3.6 МПа, что в два раза больше, чем без добавления.

*Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № Т19В-009).*

1. Использование ультразвуковых колебаний при получении графеновых структур в растворе / В.В. Рубаник, В.О. Савицкий, В.В. Рубаник мл. [и др.] // Актуальные проблемы прочности: материалы международной научной конференции, 25-29 мая 2020г., г. Витебск, Беларусь / под. ред. В.В. Рубаника. – Молодечно: Типография «Победа», 2020. – с. 381-382.

## ЦЕРВИКАЛЬНЫЙ РАСШИРИТЕЛЬ DILASIM

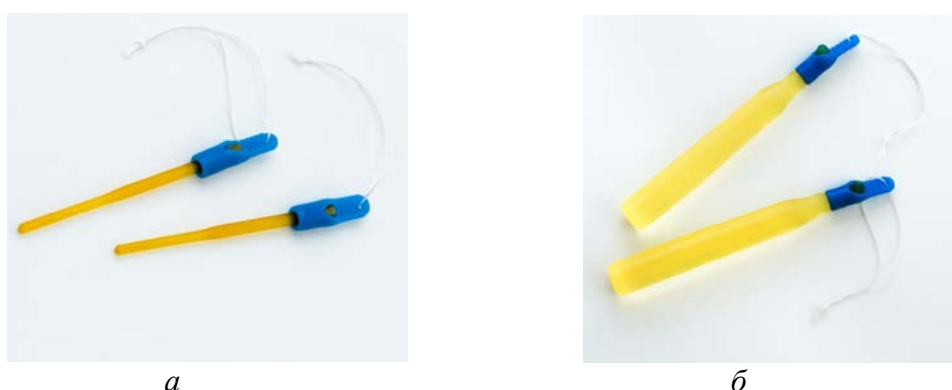
<sup>1</sup>Рубаник В.В., <sup>1,2</sup>Дородейко В.Г., <sup>2</sup>Ахтанин О.Н., <sup>2</sup>Лесота А.В.

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>ЗАО «Медицинское предприятие Сатург», г. Витебск, Беларусь

[ann20zv@tut.by](mailto:ann20zv@tut.by)

Цервикальные расширители используют в акушерстве и гинекологии для расширения цервикального канала и подготовки пациентов к родам. В лаборатории ЗАО «Медицинское предприятие Сатург» разработан цервикальный гигроскопичный расширитель Dilasim, который представляет собой плотный гелевый стержень, на дистальном конце которого размещена ручка из силикона, к ручке надежно прикреплена нить, для контроля за расположением расширителя (рис.1).



**Рис. 1.** Внешний вид цервикального расширителя Dilasim: а) до применения; б) после нахождения во влажной среде

При поглощении жидкости Dilasim увеличивает свой объем, постепенно расширяя шейку матки, что приводит к ее быстрому и бережному «созреванию». Зависимость изменения диаметра гигроскопичного расширителя Dilasim от времени нахождения его во влажной среде, представлена в табл. 1.

**Таблица 1.** Зависимость диаметра Dilasim от времени нахождения его во влажной среде

Время, час	1	2	4	6	8	24
Тип расширителя DILASIM 3 x 60 мм	5,5 – 7,5 мм	6,8 – 8,8 мм	9,0 – 10,5 мм	10,0 – 11,5 мм	10,4 – 11,6 мм	9,5 – 13,5 мм
DILASIM 4 x 60 мм	7,0 – 9,0 мм	8,0– 10,0 мм	10,5 – 12,5 мм	12,0 – 13,5 мм	12,5 – 14,5 мм	12,5 – 17,5 мм

В эластичном (набухшем) состоянии расширители демонстрируют хорошие результаты, подтверждающие высокое качество данного изделия. Прочность на разрыв расширителя составляет 20-25 Н, при этом усилие необходимое для снятия колпачка более 25 Н.

Разработанное изделие не уступает ведущим мировым аналогам, что обеспечивает не только импортозамещение, но и делает процедуру подготовки к родам более доступной и бережной для пациентов. Изделие поставляется в медицинские учреждения как Республики Беларусь, так и в страны ближнего и дальнего зарубежья.

## ЗЕРКАЛО ГИНЕКОЛОГИЧЕСКОЕ С pH ИНДИКАТОРОМ

<sup>1</sup>Рубаник В.В., <sup>1,2</sup>Дородейко В.Г., <sup>2</sup>Ахтанин О.Н., <sup>2</sup>Лесота А.В.

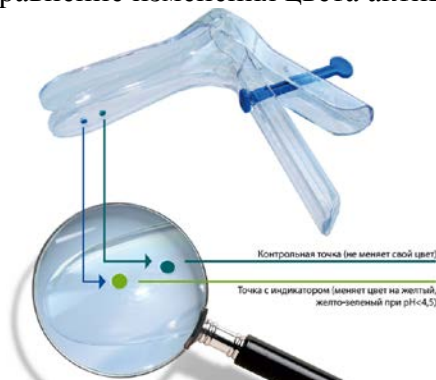
<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Беларусь

<sup>2</sup>ЗАО «Медицинское предприятие Сатург», г. Витебск, Беларусь

[ann20zv@tut.by](mailto:ann20zv@tut.by)

Высочайшим врачебным профессионализмом следует считать ситуацию, когда патологическое состояние не успевает развиваться, - это достигается высоким уровнем методов диагностики заболеваний. Одним из таких методов в акушерстве и гинекологии является исследование pH влагалищной среды, посредством которого специалист может своевременно обнаружить скрытые воспалительные процессы.

В лаборатории ЗАО «Медицинское предприятие Сатург» разработано гинекологическое зеркало по Куско оснащенное pH индикаторами, которое позволяет оценить pH влагалищной среды после проведения осмотра пациента. На нижней створке данного зеркала расположены два индикатора - активный нанесён на гидрофильную основу и предназначен для качественного определения уровня pH, контрольный служит эталонным цветом, с ним происходит сравнение изменения цвета активного индикатора (рис.1).



**Рис. 1.** Внешний вид гинекологического зеркала по Куско с pH индикаторами

Изначально индикаторы имеют близкие цвета: активный – синий цвет, контрольный – сине-зеленый. Изменение окраски активного индикатора с исходной синей на желтую или желто-зеленую происходит при pH 4,5 и менее. Если оба индикатора после осмотра близки по цвету (имеют синий, сине-зеленый цвет), то уровень pH влагалищной среды более 4,5, это означает, что во влагалище протекают воспалительные процессы и следует расширить диагностический поиск для назначения соответствующего лечения.

Исследование физико-механических свойств зеркала с pH при двустороннем сжатии, показало, что наличие индикаторов не влияет на прочностные свойства изделия. Также в ходе экспериментов, было установлено, что для извлечения индикатора из зеркала из состояния покоя необходимо приложить усилие 26-33 Н. Полученные данные подтверждают высокое качество разработанного продукта.

Применение гинекологических зеркал с pH индикатором - один из современных и инновационных методов экспресс-диагностики состояния влагалищной среды, который направлен на оперативное выявление воспалительных процессов в организме женщины, что позволяет врачам повысить качество диагностики заболеваний, а пациентам – вернуть высокое качество жизни.



**ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ МЕДИ, ВЫЗВАННЫЕ  
КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ****Страумал П.Б.<sup>1,2</sup>, Заворотнев Ю.Д.<sup>3</sup>, Страумал Б.Б.<sup>2</sup>, Метлов Л.С.<sup>3,4</sup>,  
Петренко А.Г.<sup>4</sup>, Томашевская Е.Ю.<sup>5</sup>**<sup>1</sup> *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*<sup>2</sup> *Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка*<sup>3</sup> *Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк*<sup>4</sup> *Донецкий национальный университет, Донецк*<sup>5</sup> *Донецкий национальный университет экономики и торговли  
им. М. Туган-Барановского, Донецк*[pstraumal@imet.ac.ru](mailto:pstraumal@imet.ac.ru)

Кручение под высоким давлением (КВД) приводит к целому ряду фазовых превращений. Особый интерес среди них вызывает конкуренция процессов формирования и распада пересыщенного твёрдого раствора. Динамическое равновесие между формированием и аннигиляцией дефектов при КВД приводит к достижению стационарного состояния, когда параметр решетки сплава, размер зерен, микротвердость и другие свойства материала остаются постоянными и более не меняются с ростом числа оборотов плунжера. Процессы формирования и распада пересыщенного твёрдого раствора моделируются в данной работе. Модель построена для описания сплавов медь-кобальт во время КВД. Она хорошо объясняет возникновение стационарного состояния при КВД, а также и удовлетворительно предсказывает температуру  $\sim 750^\circ\text{C}$ , при которой растворимость кобальта в меди равна установившейся при КВД их концентрации в твердом растворе.

Таким образом, с помощью феноменологической теории Ландау проведено моделирование поведения сплавов медь-кобальт во время кручения при высоком давлении. Модель в рамках динамического и статического приближений объясняет возникновение стационарного состояния при КВД и удовлетворительно предсказывает температуру, при которой параметр решетки при КВД не меняется. Результаты настоящей работы подтверждают применимость модели Ландау для рассмотрения особенностей поведения наблюдаемых величин в двухкомпонентных кристаллах.

*Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 22-29-00625,  
<https://rscf.ru/project/22-29-00625/>*

## НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ОКОЛОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ЦИНК – АЛЮМИНИЙ

Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Асланян Г.Г.

*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна  
Российской академии наук,  
Черноголовка, Россия  
[kogtenkova@issp.ac.ru](mailto:kogtenkova@issp.ac.ru)*

Направленная кристаллизация эвтектик является одним из перспективных способов создания композиционных материалов с требуемыми структурой и свойствами, используемых в машиностроении, электронике, оптике и т.д.

В зависимости от исходной концентрации жидкого раствора твердый раствор может иметь различные типы распределения концентрации компонент по своему объему. Компоненты могут располагаться равномерно, хаотически или образовывать периодические регулярные структуры. Мы предполагаем, что образование периодических структур перед межфазной границей происходит в лабильной области раствора. Это предположение противоречит теории эвтектической кристаллизации Ханта и Джексона, которая в настоящее время играет роль базовой теории, применяемой для объяснения возникновения периодической структуры.

Целью работы является исследование структуры околоэвтектических сплавов Zn–Al в результате направленной кристаллизации.

Для экспериментов были приготовлены сплавы Zn–Al с различным содержанием второго компонента (4, 5, 6, 7 и 8 масс.% Al). С помощью специальной полуавтоматической установки были выращены образцы прямоугольной формы методом направленной кристаллизации при различных скоростях роста кристаллов и охлаждения их головного участка.

В результате исследований было показано, что как средний состав сплава образцов, так и скорость роста кристаллов, а также условия охлаждения значительно влияют на состав пластинчатых эвтектик и разброс его значений. Состав неравновесных пластинчатых эвтектик немонотонно меняется с ростом скорости кристаллизации и всегда сдвинут в сторону больших концентраций алюминия по сравнению с равновесным.

**СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ НА ОСНОВЕ  $\beta$ -ТИТАНА****Страумал Б.Б.<sup>1-3</sup>, Горнакова А.С.<sup>1</sup>, Струг Р.<sup>4</sup>, Рабкин Е.<sup>4</sup>, Анисимова Н.Ю.<sup>5</sup>,  
Киселевский М.В.<sup>5</sup>**<sup>1</sup>*Институт физики твердого тела (ИФТТ) РАН, г. Черноголовка, Россия*<sup>2</sup>*Черноголовский научный центр (НЦЧ) РАН, г. Черноголовка, Россия*<sup>3</sup>*НИТУ «МИСус», г. Москва, Россия*<sup>4</sup>*Израильский технологический институт ТЕХНИОН, Хайфа, Израиль*<sup>5</sup>*НМИЦ онкологии им. Н.Н.Блохина, г. Москва, Россия*[straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru)

Титановые сплавы используют в медицинских целях уже более 60 лет. Их используют при изготовлении искусственных сердечных клапанов, стентов кровеносных сосудов, эндопротезов костей и суставов (плечевых, коленных, тазобедренных, локтевых), для реконструкции ушных раковин, в лицевой хирургии, а также в качестве зубных имплантатов. В материалах первого поколения (таких как технически чистый титан или сплавы типа ВТ6) матрица состояла из фазы  $\alpha$ -Ti или смеси  $\alpha$  и  $\beta$  фаз. К сожалению, имплантаты из материалов первого поколения требуют замены уже через 10-15 лет эксплуатации. Это происходит из-за деградации имплантатов и потери контакта с костью. В последнее время и на смену этим материалам пришли  $\beta$ -титановые сплавы. Материалы второго поколения позволяют исключить вредное влияние ионов алюминия и ванадия, выделяющихся при постепенной коррозии имплантата, а их модуль упругости ближе к значениям для живой кости, чем у  $\alpha$  и  $\alpha+\beta$  сплавов. К важным направлениям развития  $\beta$ -титановых сплавов относится повышение их механической прочности, усталостной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости. Возникают и развиваются новые методы получения и термомеханической обработки титановых сплавов, такие как аддитивные технологии или интенсивная пластическая деформация. Весьма успешно идет замена дорогих компонентов (таких как тантал, цирконий или ниобий) на более дешёвые (например, хром и марганец). В результате свойства титановых имплантатов постепенно все больше приближается к свойствам человеческой кости, а срок их службы неуклонно возрастает.

*Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 19-58-06002 и Министерства науки и технологий Израиля 3-16534*

## OPTIMAL SURFACE ROUGHNESS OF Ti6Al4V ALLOY FOR THE ADHESION OF HEK293 HUMAN CELLS

**Straumal B.B.<sup>1</sup>, Gornakova A.S.<sup>1</sup>, Kiselevskiy M.V.<sup>2</sup>, Anisimova N.Yu.<sup>2</sup>, Nekrasov A.N.<sup>3</sup>, Strug R.<sup>4</sup>, Rabkin E.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>*Ossipyan Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences,  
Chernogolovka, Russia*

<sup>2</sup>*Laboratory of Cell Immunity “N. N. Blokhin National Medical Research Centre of Oncology” of the Health Ministry of Russia,  
Moscow, Russia*

<sup>3</sup>*Institute of Experimental Mineralogy, Russian Academy of Sciences,  
Chernogolovka, Russia*

<sup>4</sup>*Department of Materials Engineering, TECHNION-Israel Institute of Technology,  
Haifa, Israel  
[straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru)*

The wetting behavior of surfaces strongly depends on their roughness. In this work we investigated the effect of surface roughness of Ti – 6 wt.%Al – 4 wt.% V alloy on the adhesion of HEK293 human cells. The array of linear scratches has been produced on the surface of cold-wrought Ti – 6 wt.%Al – 4 wt.% V alloy discs with the aid of various abrasive SiC papers with grit sizes of 220, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2000 and 4000 (number of grains per cm<sup>2</sup>) and different diamond pastes with grain sizes 6, 3 and 1 μm. These SiC papers grades correspond to the SiC grain size of 68-7 μm. The resulted surface topography of the samples was examined by the conventional and confocal light microscopy and high-resolution scanning electron microscopy. Afterwards, the adhesion of the HEK293 human cells to the samples of different roughness has been measured by fluorescence microscopy. The size and morphology of adhered cells were measured by the light microscopy. The fraction of adhered cells behaves non-monotonously with grain size. It is about 0.35 for grain size of 1 μm, it increases with increasing grain size up to 0.95 for grain size of 7 μm and then slowly decreases down to 0.55 at abrasive grain size of 68 μm. The position of maximum is comparable with the dimension of HEK293 cells (~14 μm). Thus, the variation of surface roughness opens the way to control and tailor the fraction of adhered cells, depending on demand of medical techniques.

*This work was partially carried out within the framework of the state assignment of the Institute of Solid State Physics and the Chernogolovka Scientific Center of the Russian Academy of Sciences, as well as with the financial assistance of the Russian Foundation for Basic Research (grant 19-58-06002) and Israel Ministry of Science and Technology (grant 3-16534).*

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Страумал Б.Б.

*Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна (ИФТТ РАН), Черноголовка  
НИТУ «МИСус», Москва  
[straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru)*

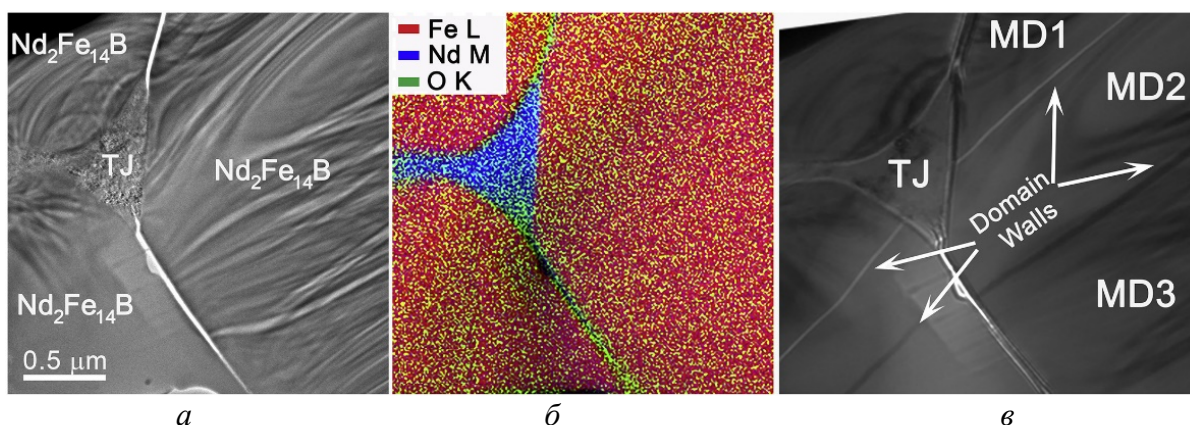
Интенсивная пластическая деформация (ИПД) не только приводит к сильному измельчению зерен и упрочнению материала, но также может вызвать диффузионные, а также бездиффузионные (мартенситные, сдвиговые) фазовые превращения. Нами изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на диффузионные и мартенситные фазовые превращения в нанокompозитах на основе меди и титана. В разбавленных бинарных сплавах на основе меди КВД вызывает конкуренцию между формированием частиц второй фазы, вызванным деформацией, и их растворением в медной матрице. Состав медной матрицы после КВД такой, какой может быть получен после длительного отжига при определенной (эффективной) температуре  $T_{\text{eff}}$ . Величина  $T_{\text{eff}}$  в разбавленных бинарных сплавах на основе меди увеличивается с увеличением энтальпии активации диффузии второго компонента и его температуры плавления  $T_m$ . Вызванные КВД превращения между интерметаллидами Юм-Розери, ускоренный массоперенос, ограничение границ зерен и сегрегация границ зерен также протекают таким образом, как если бы они происходили при определенной (повышенной)  $T_{\text{eff}}$ . В сплавах Cu–Al–Ni с памятью формы диффузионные превращения, вызванные КВД (выделение  $\alpha_1$ - и  $\gamma_1$ -фаз), влияют на последующее мартенситное превращение. Сплавы Ti–Fe, Ti–Co и Ti–Nb перед КВД содержали либо смесь  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, либо смесь  $\alpha$ -фазы и интерметаллидов ( $\alpha$ +TiFe или  $\alpha$ +Ti<sub>2</sub>Co). Во время КВД образуются  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -мартенситы, а также  $\omega$ -фаза высокого давления. Обсуждаются диффузионные и бездиффузионные механизмы этих превращений.

## ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ СЛОИ ОКСИДНЫХ ФАЗ В МАГНИТАХ НА ОСНОВЕ NdFeB

Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б.

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

Исследована микроструктура границ зерен в коммерческом сплаве на основе NdFeB для постоянных магнитов. Обнаружено, что некоторые из богатых неодимом слоев в зернограничной фазы содержат не только неодим, но и кислород. Анализ таких границ зерен с помощью просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения показал, что эти границы зерен содержат кристаллические фазы и имеют решетку оксида неодима  $Nd_2O_3$ .



**Рис.** Светлопольная микрофотография области тройного стыка зерен  $Nd_2Fe_{14}B$  (а), EFTM элементная карта с распределением в краевых сигналах Fe, Nd и O (б). Контраст Лоренца с изображением границы магнитных доменов (в).

Применение метода Лоренца (магнитный контраст в ПЭМ) позволило установить, что слои оксида неодима эффективно препятствуют миграции доменных стенок при перемагничивании сплава NdFeB. Данное экспериментальное наблюдение показывает, что зернограничные оксидные слои, подобно слоям металлического Nd обеспечивают магнитную изоляцию между зернами фазы  $Nd_2Fe_{14}B$ , необходимую для высокой коэрцитивной силы постоянных магнитов NdFeB.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ 22-23-00613).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В СЛАБОЛЕГИРОВАННОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ ZEK100

Храпова Н.Н., Цой К.В., Дружинин А.В., Орлов В.И.,  
Давдян Г.С., Страумал А.Б.

*Институт Физики Твёрдого Тела РАН, г. Черногловка, Россия*

Магниевого сплавы применяются в таких отраслях промышленности, как авиация, ракетостроение и автомобилестроение благодаря своим механическим свойствам. Среди магниевых сплавов большой интерес представляет сплав группы Mg-Zn-Zr ZEK100, содержащий небольшую массовую долю легирующих элементов и обладающий сравнительно низкой температурой формовки, что делает его коммерчески выгодным для производства. Также сплавы данной системы хорошо выдерживают статические и усталостные нагрузки.

ZEK100, как и все магниевые сплавы, демонстрирует склонность к хрупкому разрушению. Однако, в отличие от чистого магния, хрупкое разрушение в этом сплаве происходит не столько по причине гексагональной структуры магния, сколько по причине наличия твёрдых и хрупких частиц интерметаллидных фаз на границах зёрен. Данные частицы существенно влияют на макроскопические свойства сплава, и их наличие может приводить не только к хрупкому разрушению, но и, при определенной морфологии распределения этих частиц по границам зёрен, к существенному упрочнению сплава. При анализе литературных источников выяснилось, что в сплаве ZEK100 ранее не проводилось исследование поверхностных фазовых превращений смачивания границ зёрен и влияния данного феномена на свойства сплава.

Поэтому перед нами стояла цель – исследовать протекание фазового перехода смачивания в сплаве ZEK100.

Исследование магниевое сплава ZEK100 состояло из подготовки образцов: экспериментальных отжигов при разных температурах в температурном интервале существования жидкой фазы в системе и металлографической подготовки отожжённых образцов. Структура сплава после отжига была исследована на электронном микроскопе Versa 3D FEI. Также были проведены исследования микротвёрдости структурных составляющих по методу Виккерса. Все полученные данные были проанализированы: рассчитаны доли смоченных границ и средняя твёрдость фаз, составляющих структуру образца.

В ходе исследования было доказано существование фазового перехода смачивание в магниевом сплаве ZEK100 и экспериментально определены температуры, при которых оно происходит. Было обнаружено, что большая часть легирующих элементов сконцентрирована на границах зёрен в фазе интерметаллида, которая обладает существенно большей твердостью, чем матричная фаза магния. Кроме того, от одного из подготовленных образцов, обладающего большой долей смоченных границ зёрен, под действием закалочных напряжений хрупко откололся кусок, что позволяет сделать вывод о том, что данная фаза обладает высокой хрупкостью. Таким образом, мы можем утверждать, что морфология расположения зернограницных фаз должна существенно сказываться на суммарных механических свойствах сплава.

Иными словами, знание о характере протекания фазового перехода смачивания на границах зёрен даёт возможность контролировать структуру сплава для достижения необходимых свойств.

*Работа поддержана грантом РФФ 21-72-10046.*

## КОНКУРИРУЮЩИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СЛАБОЛЕГИРОВАННОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Mg–Zn

Цой К.В., Страумал А.Б., Дружинин А.В., Орлов В.И., Давдян Г.С., Храпова Н.Н.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт физики твердого тела РАН,  
[key\\_tsoy@issp.ac.ru](mailto:key_tsoy@issp.ac.ru)*

Исследование и развитие процессов деформации сплавов с гексагональной кристаллической решеткой является актуальной темой в современной науке о материалах. Необходимость данных исследований легко понять на примере исследований сплавов на основе системы Mg–Zn. Например, сплав-EZ33A, в котором помимо Mg есть около 3% Zn и около 3% редкоземельных металлов, в литом состоянии помимо низкой массы и отличной прочности имеет низкую микропористость, хорошую свариваемость и сопротивление ползучести до 250°C. Однако его низкая пластичность при комнатной температуре существенно ограничивает его применение в современной промышленности.

Эта низкая пластичность связана с двумя факторами управляющими процессами деформации структуры сплава. Во-первых, это очень маленькое количество систем скольжения дислокаций в гексагональной структуре связанное с тем, что дислокации легко скользят только в базовой плоскости шестигранной элементарной ячейки сплава. Это общая проблема для сплавов на основе элементов с шестигранной структурой. Во-вторых, высокую твердость данного сплава, которую связывают в литературе с наличием прослоек интерметаллида (Mg, Zn)<sub>12</sub>RE на границах зерен после затвердевания всего объема жидкого сплава при отливке.

С этими факторами низкой пластичности сталкиваются и в других магниевых сплавах базовой системы Mg–Zn. Например, в сплаве ZEK100, в котором около 1% Zn и от 0,5% до 1% Zr и редкоземельных элементов. В данном сплаве тоже наблюдаются прослойки второй фазы интерметаллида на границах зерен, хоть и в существенно меньшем количестве из-за более низкой концентрации легирующих элементов.

В ходе более подробных исследований было установлено, что в сплавах EZ33A и ZEK100 объемное смачивание протекает по-разному. В сплаве ZEK100 данный фазовый переход протекает в намного более узком температурном диапазоне. Одна из гипотез, объясняющих данные различия, заключалась в предположении, что на границах зерен в сплаве ZEK100 создается так называемая ситуация псевдно-неполного смачивания. Это случай, когда на одной и той же границе сосуществует объемная капля второй фазы с не нулевым контактным углом и тонкая, нанометровой толщины, прослойка той же фазы. Причем при длительном отжиге морфология этих фаз не изменяется.

Данная гипотеза была подтверждена сначала при помощи сканирующей электронной микроскопии в контрасте обратно рассеянных электронов. За счет большого различия в массе между магнием и редкими землями были получены картинки с четко видимыми тонкими прослойками, сосуществующими с объемными каплями второй фазы.

Проанализировав отношение количества границ зерен пустых, смоченных и с тонкими прослойками было показано, что если принять тонкие прослойки за смачивание, то ширина температурного интервала смачивания сплава ZEK100 начинает совпадать с таким же интервалом для сплава EZ33A.

В дальнейшем было проведено исследование прослоек методом просвечивающей электронной микроскопии. Было показано, что тонкие прослойки и объемные частица второй фазы имеют разный состав. Из этого можно сделать вывод, что данная морфология является не псевдо-неполным смачиванием, а случаем конкурирующих поверхностных фазовых переходов для фаз разного состава.

*Работа поддержана грантом РНФ 21-72-10046.*



**ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА NdFeB.  
АВТОКОЛЕБАНИЯ КРУТЯЩЕГО МОМЕНТА****Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Дружинин А.В.***Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*  
[mazilkin@issp.ac.ru](mailto:mazilkin@issp.ac.ru)

Изучено поведение многокомпонентного сплава на основе системы NdFeB при кручении под высоким давлением (КВД). При КВД происходит частичная аморфизация сплава, причём доли аморфной и кристаллической фаз изменяются в процессе деформации. Крутящий момент плавно возрастает с увеличением угла поворота наковален, а с определенной деформации ( $\sim 1000^\circ$ ) возникают автоколебания крутящего момента. Крутящий момент изменяется в интервале от 500 до 600 Н·м с периодом около полутора секунд.

Деформация сплава в режиме автоколебаний сопровождается интенсивной акустической эмиссией с частотой звукового сигнала  $\sim 1$ -2 секунды. Это явление можно объяснить периодической сменой механизма деформации при КВД от дислокационного (характерного для кристаллической фазы) к бездислокационному (типичному для аморфного состояния).

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ 22-23-00613).*

## АНОМАЛЬНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ТРАНСФОРМАЦИИ НАНОПОРОШКОВ $Gd_2O_3$ , ПОЛУЧЕННЫХ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ ГЛИЦИН-НИТРАТНЫМ МЕТОДОМ

Шмытько И.М., Кедров В.В.

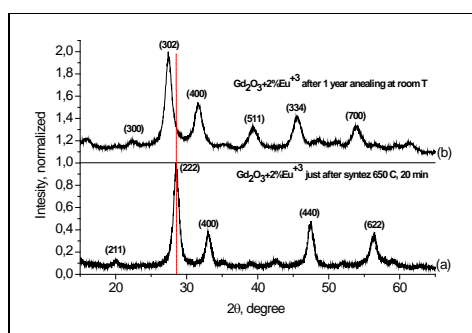
*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук (ИФТТ РАН), г. Черноголовка, Московская обл., Россия.*

[shim@issp.ac.ru](mailto:shim@issp.ac.ru)

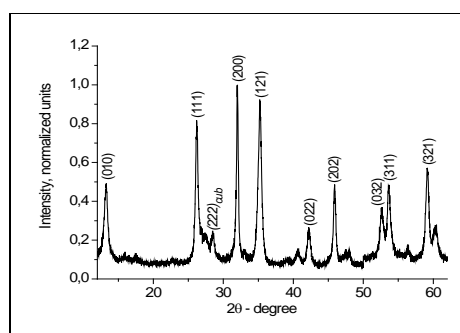
Исследованы структурные состояния оксидов  $Gd_2O_3$  и  $Gd_2O_3:2\%Eu^{3+}$ , синтезированных в режиме горения глицин-нитратным методом. В результате такого синтеза кроме известной кубической модификации оксида гадолиния (*S.G. Ia-3*) образуются две новые неизвестные ранее фазы. Первая тетрагональная нанокристаллическая фаза ( $a = b = 11.900 \text{ \AA}$ ,  $c = 11.307 \text{ \AA}$ ,  $V = 1601 \text{ \AA}^3$ ) образуется в процессе длительной выдержки при комнатной температуре нанокристаллической кубической структуры, полученной сразу после синтеза при температуре  $650^\circ \text{C}$  и времени синтеза, равного 20 минутам, см. рис1. Вторая фаза (рис.2) имеет орторомбическую сингонию ( $a = 5.5892 \text{ \AA}$ ,  $b = 6.6664 \text{ \AA}$ ,  $c = 5.5833 \text{ \AA}$ ,  $V = 208.03 \text{ \AA}^3$ ). Она образуется при температуре  $650^\circ \text{C}$  сразу в процессе более длительного синтеза, или при кратковременных, но более высоких температурах синтеза. Обе фазы при дальнейших высокотемпературных отжигах переходят в традиционную кубическую модификацию, а с повышением температуры отжига до  $1250^\circ \text{C}$  в моноклинную.

Обнаружен эффект структурного заражения, который состоит в том, что при отжигах легированной ионами  $Eu^{3+}$  кубической фазы  $Gd_2O_3$  в интервале  $800 - 1000^\circ \text{C}$  происходит ее частичный переход в моноклинную фазу, которая исчезает при дальнейшем повышении температуры отжига.

Для выявления общности представленных выше результатов дополнительно проведены рентгеновские дифрактометрические исследования структурного состояния нанопорошков  $Sm_2O_3$  и  $Eu_2O_3$ , полученных на первых этапах кристаллообразования при синтезе в режиме горения глицин-нитратным методом, золь-гель методом и в режиме горения системы  $Eu(NO_3)_3 + CH_2OH-CH_2OH$  (этиленгликоль). Обнаружено, что кристаллические фазы этих соединений в наносостоянии также являются тетрагональными. Показано, что такие же тетрагональные фазы присутствуют и в промышленных порошках  $Gd_2O_3$  и  $Sm_2O_3$ .



**Рис.1.** Дифракционные спектры образца  $Gd_2O_3:2\% Eu^{3+}$ , полученного при температура синтеза  $650^\circ \text{C}$  и времени синтеза 20 мин. (a) – сразу после синтеза; (b) - через год.



**Рис.2.** Дифракционный спектр образца  $Gd_2O_3:2\% Eu^{3+}$ , полученного при температуре синтеза, равной  $650^\circ \text{C}$ , и времени синтеза, равном 100 минутам

## ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА МЕЖДУ МАТРИЦЕЙ И ВОЛОКНОМ НА ПРОЧНОСТЬ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

Галышев С.Н.

*Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия*  
[galyshev@ya.ru](mailto:galyshev@ya.ru)

Прочность волокнистых композитов во многом зависит от сдвиговой прочности границы между матрицей и волокном. Особое значение этот параметр имеет в композитах с металлической матрицей [1-3].

Так в обзоре [1] автор выводит уточненное правило смеси для расчёта прочности волокнистых композитов со «слабыми» границами в направлении армирования. В работе уточняется величина прочности волокна внутри композита в соответствии с предпосылкой о том, что в процессе разрушения происходит глобальное распределение нагрузки между всеми необорванными волокнами. На основании этого и экспериментальных данных о по меньшей мере восемнадцати различных композитах автор показывает, что с уменьшением сдвиговой прочности границы происходит уменьшение прочности композита.

В обзорах [2] на примере восьми типов композитов с металлической и керамической матрицами, а также в обзоре [3] на примере композита с алюминиевой матрицей, армированной оксидным волокном показано, что «слабая» граница между матрицей и волокном приводит к торможению распространения магистральной трещины в плоскости перпендикулярной армированию, в результате чего прочность композита оказывается существенно выше, чем при «сильной» границе.

Таким образом, с одной стороны, согласно [1], уменьшение сдвиговой сокращает прочность композита, а с другой, согласно [2, 3], наоборот. Качественная модель, которая учитывает оба эти фактора описана в работе [4]. Согласно этой модели, наибольшая прочность композита достигается при критической величине сдвиговой прочности между матрицей и волокном. При этом, в случае если сдвиговая прочность границы меньше критического значения, прочность композита определяется в соответствии с уточненным правилом смеси [1]. В противном случае прочность определяется критическим напряжением распространения трещины.

В докладе представлена оценка зависимости прочности композита от сдвиговой прочностью границы на основе экспериментальных данных, уточненного правила смеси, в соответствии с распределением Вейбулла, и оценки критического напряжения распространения трещины, в соответствии с концепцией Гриффитса-Орована-Ирвина.

*Работа выполнена при поддержке РФФ №22-79-10064*

1. W.A. Curtin, Composites, 1993, 24(2), 98-102.
2. A. G. Evans, Materials Science and Engineering: A, 1991, 143(1-2), 63-76.
3. H. E. Deve, C. Mccullough, The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 1995, 47(7), 33-37.
4. S. Galyshev, V. Orlov, B. Atanov, E. Kolyvanov, O. Averichev, T. Akopdzhanyan, Metals, 2021, 11(12), 2057(1-11).

## Именной указатель

Абашкин С.А.	80, 82	Волчков И.С.	117
Абросимова Г.Е.	14, 84, 109, 122, 124	Воронов В.Д.	22
Аксенов Д.А.	137	Выбойщик М.А.	138
Аксенов О.И.	84		
Аксёнова К.В.	103, 104	Гаджиалиев М.М.	48
Александрова Н.М.	90	Галышев С.Н.	154
Алибеков А.Г.	48	Гасанов М.Ф.	47
Андреев В.А.	39, 41, 42, 75	Гирсова Н.В.	54, 139
Анисимова Н.Ю.	146	Гирсова С.Л.	54
Антанович А.А.	59	Глезер А.М.	5, 9, 10, 21-23, 27, 128
Аристова И.М.	105, 108, 109	Гнесин Б.А.	30-32, 108, 109
Аронин А.С.	15, 26, 78, 84, 122, 124	Гнесин И.Б.	30-32, 108, 109
Асланян Г.Г.	145	Гнесина Н.И.	31, 32
Асфандияров Р.Н.	136, 137	Головин И.С.	53
Афоникова Н.С.	107, 129	Горнакова А.С.	24, 107, 129, 146, 147
Афонин Г.В.	27	Горшенков М.В.	41
Ахтанин О.Н.	142, 143	Гостевская А.Н.	70
Ашимбаев Д.А.	76	Грабовецкая Г.П.	63
Ашитков С.И.	8	Грачёва Н.А.	133
		Григорьев Г.В.	89
Базлов А.И.	114	Григорьев М.В.	55
Байгутлин Д.Р.	134	Гришков В.Н.	139
Балагуров А.М.	53	Громов В.Е.	46, 69, 103
Балыбин Д.В.	35	Грузков И.В.	138
Баранова А.П.	18, 19	Грязнов А.С.	112, 132
Барков Р.Ю.	71	Губайдулина Т.В.	45
Батгэрэл Б.	50	Гундырев В.М.	7
Беляков А.Н.	135	Гусаков М.С.	20
Березнер А.Д.	36	Гусаренко А.А.	139
Биттер С.М.	54	Гусева А.В.	112, 132
Блинова Е.Н.	22, 23	Гуськов А.П.	16
Бобров Д.И.	139	Гуткин М.Ю.	28, 123
Божко С.И.	15		
Боков А.В.	57	Давдян Г.С.	107, 129, 150, 151
Бокштейн Б.С.	64	Даниленко В.Н.	85
Бондарева О.С.	62	Денисов А.А.	47
Браиловский В.	9, 18	Дмитриевский А.А.	89
Бунин И.Ж.	44	Добычина О.С.	62
Бучельников В.Д.	134	Долженко А.С.	135
		Дорогов М.В.	49, 116
Вайнштейн Д.Л.	121	Дородейко В.Г.	141-143
Варюхин В.Н.	4	Дорошенко А.В.	42
Васюков В.М.	89	Дружинин А.В.	150-152
Ващук Е.С.	103	Дубинский С.М.	18, 19
Велигжанин А.А.	5	Дьяконов Д.Л.	21, 128
Велиханов А.Р.	74		
Вершинина Т.Н.	53	Емелин И.В.	95
Власова А.М.	111	Ерагер К.Р.	134
Внуков В.И.	30-31, 108	Ершов А.Е.	131
Вовнова И.Г.	140	Ефимов М.О.	69
Волков А.Е.	119		
Волков Н.А.	122, 124	Жапова Д.Ю.	139

Жаховский В.В.	8	Кузнецова А.С.	41
Желтякова И.С.	30-32, 79, 108, 125, 126	Кулаков В.И.	45
		Курлов В.Н.	82, 83
Забудченко О.В.	63	Ладыянов В.И.	102
Заворотнев Ю.Д.	33, 144	Лебедева Н.В.	38
Загуляев Д.В.	65, 68, 104	Лесота А.В.	142, 143
Задорожный М.Ю.	36	Либман М.А.	22, 23
Захвалинский В.С.	48	Лигачев А.Е.	8
Зельдович В.И.	7	Липатникова Я.Д.	140
Золотов А.Е.	47	Лотков А.И.	29, 139
		Львов П.Е.	106
Иванов А.А.	120	Мавлютов А.М.	123
Иванов К.А.	93	Магамедова С.Г.	91, 93, 94
Иванов Ю.Ф.	68, 69	Магницкая М.В.	56, 57
Иногамов Н.А.	8	Мазилкин А.А.	149, 152
Иоффе А.В.	138	Майер А.Е.	133
Исаенкова М.Г.	23	Макаров А.С.	26, 27, 77, 78
Ишкиняев Э.Д.	22	Макеев С.Р.	91
		Малашенко В.В.	4
Кабанова И.Г.	86	Малашенко Т.И.	4
Калетин А.Ю.	86	Манохин С.С.	8, 20
Калетина Ю.В.	86	Маренкин С.Ф.	48
Каневский В.М.	117	Маркидонов А.В.	70
Каракозов А.Е.	56	Маркова Г.В.	18
Карелин Р.Д.	42	Метлов Л.С.	11, 33, 144
Карпов М.И.	3, 30-32, 108, 109	Мирзаев М.Н.	50
Киеккужина Л.У.	85	Михайловская А.В.	52, 66, 71
Кедров В.В.	153	Мишин И.П.	63
Кийко В.М.	80-83, 127	Мокшин А.В.	102
Киселевский М.В.	146	Морозов Н.С.	90
Кищик А.А.	52	Московский С.В.	101
Кищик М.С.	52	Мурадимова Л.Ф.	128
Клименко Д.Н.	60	Мурашкин М.Ю.	123
Клюшников В.А.	115	Мурзинова М.А.	110
Кобелев Н.П.	26, 27, 78	Мурыгин С.Р.	75, 76
Ковалев А.И.	121	Мухаметгалина А.А.	110
Когтенкова О.А.	145		
Колесников Н.Н.	67	Назаров А.А.	85, 110, 136
Колобов Ю.Р.	8, 20	Наумова Е.А.	40, 42, 43
Комаров В.С.	42	Невский С.А.	46
Комаров С.	75	Некрасов А.Н.	82
Коновалов С.В.	46	Неласов И.В.	8, 20
Кончаков Р.А.	78	Нечаев Ю.С.	90
Копорулина Е.В.	44	Николаев Е.В.	39
Коржов В.П.	79, 81-83, 125-127	Новиков В.Ю.	58, 60
Кормышев В.Е.	69		
Корнева А.	24	Орлов В.И.	67, 82, 150, 151
Корниенков Б.А.	121	Орлова Т.С.	28, 123
Королев И.П.	87, 88	Осинская Ю.В.	93-95
Корольков О.Е.	25	Осинцев А.В.	22
Котов А.Д.	66	Осинцев К.А.	46
Кретьова М.А.	27, 77	Остапчук Е.А.	55
Кругляков А.А.	38	Остриков О.М.	72, 73, 96, 97
Круковский К.В.	139		

Палачева В.В.	53	Садыков Д.И.	123
Панина Е.С.	58, 60	Сайпулаева Л.А.	48
Панченко И.А.	69	Саламатин Д.А.	57
Панчо-Рамирес В.А.	87, 88	Салищев Г.А.	58, 60
Пархоменко М.С.	114	Самойлова Н.Ю.	53
Пахомов М.А.	25	Сарычев В.Д.	46
Пермякова И.Е.	120, 130	Седых В.Д.	45
Перов Н.С.	23	Семенов М.Ю.	87, 88
Першина Е.А.	122, 124	Сементеева Ю.Р.	136
Петков В.	81, 127	Серебрякова А.А.	65
Петренко А.Г.	144	Сибатов Р.Т.	106
Петров Ю.В.	8	Скиба Н.В.	28
Петровский В.Н.	22	Слободской А.Н.	116
Петухов Б.В.	13	Соболев С.Л.	8
Пирмагомедов З.Ш.	48	Соколовский В.В.	134
Плотников В.А.	112, 132	Соловьева Ю.В.	140
Плужникова Т.Н.	35, 37	Соснин К.В.	98, 100
Подлеснов Е.	49, 116	Столяров В.В.	17, 25
Покоев А.В.	91, 93-95	Страумал А.Б.	129, 150, 151
Полетика Т.М.	54	Страумал Б.Б.	24, 34, 81, 107, 129, 144-148, 149, 152
Полякова К.А.	61, 75	Страумал П.Б.	144
Попов Е.П.	50	Строганова Т.С.	30-32, 79, 108, 125, 126, 131
Постникова М.Н.	66, 71	Струг Р.	146, 147
Постнова Е.Ю.	108, 109	Субботина Е.А.	93
Прокофьев С.И.	113	Сумников С.В.	53
Прокошкин С.Д.	9, 18, 19	Сундеев Р.В.	5, 21, 39
Пронин С.Ю.	100	Сурсаева В.Г.	92
Протасова С.Г.	149, 152	Суслов А.А.	102
Прохоров Д.В.	30-32, 79, 108, 125, 126, 131	Табачкова Н.Ю.	42
Прудников А.Н.	68	Тен Д.В.	41
Пузынин И.В.	50	Тестин А.А.	51
Пузынина Т.П.	50	Тожибаев А.А.	58
Пульнева К.С.	51	Тожибаев А.А.	60
Рааб Г.И.	136	Токмачева-Колобова А.Ю.	8
Рабкин Е.	145	Томашевская Е.Ю.	33, 144
Разумовский М.И.	64	Томчук А.А.	21, 128
Рассади́на Т.В.	21	Тухлиев З.К.	50
Редькин Б.С.	67	Тюрин А.И.	107, 129
Реснина Н.Н.	75	Фахретдинова Э.И.	136
Риль А.И.	48	Федоров В.А.	35-37
Рогачев С.О.	38-43	Федотов Д.Ю.	35, 37
Розенштейн Е.О.	62	Федотов К.А.	80
Романов Д.А.	99	Федотова А.В.	138
Рубаник В.В.	141-143	Филиппова В.П.	90, 121
Рубаник В.В.мл.	141	Фомин Е.В.	133
Русаков В.С.	45	Фортова С.В.	8
Русейкина А.В.	55	Фукс А.А.	84
Рыбченко О.Г.	45	Хайруллина Р.Р.	102
Рыклина Е.П.	75, 76	Хаткевич В.М.	39, 42
Рязанцева М.В.	44	Хвостунков К.А.	80, 82
Савицкий В.О.	141		

Хлопков Е.А.	51	Шишкунова М.А.	136, 137
Хмыров Р.С.	77	Шляров В.В.	65, 68, 104
Ходос И.И.	105	Шлярова Ю.А.	68, 69
Хон Ю.А.	6	Шмытько И.М.	131, 153
Хоник В.А.	26, 27, 77, 78	Штанский Д.В.	118
Хохлов В.А.	8	Шурыгина Н.А.	21, 90
Храпова Н.Н.	150, 151	Щелкачев Н.М.	57
Хрипливец И.А.	10	Щербаков А.Б.	41
Христов И.Г.	50	Юрченко Н.Ю.	58, 60
Христова Р.Д.	50	Юрьев А.А.	69
Хуснутдинов Р.М.	102	Юсупов В.С.	42
Цвященко А.В.	57	Яковлев А.В.	35, 37
Цой К.В.	150, 151	Яковцева О.А.	66, 71
Чекунова Г.А.	61		
Черетаева А.О.	90	Anisimova N.Yu.	147
Черенок Т.В.	40	Blinovac E.	9
Чернов В.М.	12	Bui Hung Thang	141
Черногорова О.П.	120	Cancellieri C.	34
Чернышев В.А.	55	Druzhinin A.V.	34
Черняева Е.В.	119	Dubinskiy S.	9
Четвёркин А.А.	94	Jeurgens L.P.H.	34
Чикиряка А.В.	51	Kiselevskiy M.V.	147
Чиркова В.В.	122, 124	Konopatsky A.	9
Чиркунова Н.В.	49, 116	Korotitskiy A.	9
Шалимова А.В.	5	Nekrasov A.N.	147
Шарипов З.А.	50	Phuong Doan Thang	141
Шаяхметова Э.Р.	110	Qiao J.C.	26, 27
Шеляков А.В.	120	Rabkin E.	147
Шибков А.А.	47	Sheremetyev V.	9
		Tabachkova N.	9

## Содержание

	Стр.
Карпов М. И. ПРОГРЕСС В РАЗВИТИИ ТЕХНОЛОГИИ И РАЗРАБОТКЕ НОВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.001	3
Варюхин В.Н., Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ВЛИЯНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЛОТНОСТИ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ НАГРУЗОК DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.002	4
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Велигжанин А.А. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ СТРУКТУРНО- ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «КРИСТАЛЛ ↔ АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.003	5
Хон Ю.А. НЕАДИАБАТИЧЕСКИЕ ПЕРЕХОДЫ АТОМОВ И ЗАРОЖДЕНИЕ ДОКРИТИЧЕ- СКОЙ ТРЕЩИНЫ В ХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.004	6
Гундырев В.М., Зельдович В.И. НОВЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О МЕХАНИЗМЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.005	7
Колобов Ю.Р., Иногамов Н.А., Жаховский В.В., Манохин С.С., Ашитков С.И., Неласов И.В., Хохлов В.А., Фортова С.В., Лигачев А.Е., Петров Ю.В., Токмачева-Колобова А.Ю., Соболев С.Л. ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИМПУЛЬСНЫМИ ПУЧ- КАМИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.006	8
Prokoshkin S., Dubinskiy S., Korotitskiy A., Sheremetyev V., Konopatsky A., Glezer A., Brailovski V., Blinovac E., Tabachkova N. NANOSTRUCTURES AND STRESS-INDUCED TRANSFORMATION IN THERMOMECHANICALLY TREATED TITANIUM NICKELIDE DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.007	9
Хрипливец И.А., Глезер А.М. ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ В ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Zr DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.008	10



<p>Метлов Л.С. ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ПАРАМЕТР ПОРЯДКА ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК В СПЛАВЕ Fe<sub>3</sub>Al DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.009</p>	11
<p>Чернов В.М. НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ И ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ МЕТАЛЛОВ - ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.010</p>	12
<p>Петухов Б.В. МЕХАНИЗМ СМЕНЫ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ УПРОЧНЕНИЕМ: КВАЗИЛОКАЛИЗАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ КИНКОВ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.011</p>	13
<p>Абросимова Г.Е. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.012</p>	14
<p>Аронин А.С., Божко С.И. ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ: РОЛЬ ПОЛОС СДВИГА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.013</p>	15
<p>Гуськов А. П. ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ КОМПОНЕНТОВ РАСТВОРА ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.014</p>	16
<p>Столяров В.В. О ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.015</p>	17
<p>Дубинский С.М., Маркова Г.В., Баранова А.П., Прокошкин С.Д., Браиловский В. НЕТИПИЧНЫЙ ЭЛИНВАРНЫЙ ЭФФЕКТ В МЕТАСТАБИЛЬНОМ БЕТА-СПЛАВЕ Ti-Nb-Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.016</p>	18
<p>Баранова А.П., Дубинский С.М., Прокошкин С.Д. ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ОБРАЗОВАНИЯ ω-ФАЗЫ В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННОМ МЕТАСТАБИЛЬНОМ СПЛАВЕ Ti-22Nb-6Zr С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.017</p>	19
<p>Неласов И.В., Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Гусаков М.С. ФОРМИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ WTa В СПЛАВЕ CrTaW: КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕ-</p>	20

ЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.018	
Шурыгина Н.А., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Сундеев Р.В., Томчук А.А., Рассадина Т.В. ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРАВЛЕНИЯ И ДРОБНОСТИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.019	21
Блинова Е.Н., Глезер А.М., Воронов В.Д., Ишкиняев Э.Д., Либман М.А., Осинцев А.В., Петровский В.Н. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Fe–18Cr–10Ni, ПОЛУЧЕННОГО С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.020	22
Глезер А.М., Блинова Е.Н., Исаенкова М.Г., Либман М.А., Перов Н.С. ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СПОНТАННУЮ НАМАГНИЧЕННОСТЬ И КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФАЗ МЕТАСТАБИЛЬНОГО СПЛАВА Fe–18Cr–10Ni DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.021	23
Горнакова А.С., Корнева А., Страумал Б.Б. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ОМЕГА ФАЗЫ В СПЛАВАХ Ti-Nb ПОДВЕРГНУТЫХ ВОЗДЕЙСТВИЮ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.022	24
Корольков О.Е., Пахомов М.А., Столяров В.В. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРУ ТИТАНА GRADE 4 ПРИ РАСТЯЖЕНИИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.023	25
Макаров А.С., Qiao J.C., Аронин А.С., Кобелев Н.П., Хоник В.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ФРАГИЛЬНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.024	26
Макаров А.С., Кретьова М.А., Афонин Г.В., Qiao J.C., Глезер А.М., Кобелев Н.П., Хоник В.А. ЗАВИСИМОСТЬ ИЗБЫТОЧНОЙ ЭНТРОПИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ОТ ИХ ИЗБЫТОЧНОЙ ВНУТРЕННЕЙ ЭНЕРГИИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.025	27
Гуткин М.Ю., Орлова Т.С., Скиба Н.В. ДИСКЛИНАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ БЫСТРОГО ОБРАЗОВАНИЯ И МЕДЛЕННОГО РАСТВОРЕНИЯ ПОР НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН ПРИ ОТЖИГЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.026	28

<p>Лотков А. И. ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СЕРДЕЧНО-СОСУДИСТЫХ ИМПЛАНТАТОВ С МОДИФИЦИРОВАННЫМ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.027</p>	29
<p>Прохоров Д.В., Карпов М.И., Гнесин Б.А., Гнесин И.Б. Внуков В.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НОВОГО МАЛОЛЕГИРОВАННОГО СПЛАВА МОЛИБДЕНА ЛМ-2</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.028</p>	30
<p>Гнесин И.Б., Гнесин Б.А., Прохоров Д.В., Карпов М.И., Внуков В.И., Гнесина Н.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА СИЛИЦИДОВ МОЛИБДЕНА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ КОМБИНИРОВАННОЙ ЗОННОЙ ПЛАВКИ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.029</p>	31
<p>Гнесина Н.И., Гнесин И.Б., Прохоров Д.В., Гнесин Б.А., Карпов М.И., Внуков В.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С. ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ ПЛОТНОСТИ НА ДИФфуЗИОННУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ ЗАЩИТНОГО СИЛИЦИДНОГО ПОКРЫТИЯ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.030</p>	32
<p>Заворотнев Ю.Д., Метлов Л.С., Томашевская Е.Ю. ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ОБОСНОВАНИЕ ПОЯВЛЕНИЯ СТАЦИОНАРНОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ НАЛОЖЕНИИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ КРИСТАЛЛАХ.</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.031</p>	33
<p>Druzhinin A. V., Cancellieri C., Jeurgens L. P.H., Straumal B. B. THE EFFECT OF THE GRADED BILAYER DESIGN ON THE STRAIN DEPTH PROFILES AND MICROSTRUCTURE OF CU/W NANO-MULTILAYERS</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.032</p>	34
<p>Федоров В.А., Яковлев А.В., Балыбин Д.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА СВОЙСТВА МАССИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.033</p>	35
<p>Федоров В.А., Березнер А.Д., Задорожный М.Ю. РЕЛАКСАЦИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ В ИСХОДНОМ И ПРОКАТАННОМ СОСТОЯНИИ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.034</p>	36
<p>Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КО-</p>	37

БАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.035	
Кругляков А.А., Рогачев С.О., Лебедева Н.В. О ПРИРОДЕ ГОРЯЧЕГО УПРОЧНЕНИЯ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ С РАПЭ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.036	38
Рогачев С.О., Сундеев Р.В., Андреев В.А., Хаткевич В.М., Николаев Е.В. ВЛИЯНИЕ ВАРИАНТА СБОРКИ МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ НА ЭВОЛЮЦИЮ ИХ МИКРОСТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.037	39
Рогачев С.О., Наумова Е.А., Черненко Т.В. УЛУЧШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ Al–Ca СПЛАВОВ ЗА СЧЕТ ДЕ- ФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.038	40
Рогачев С.О., Андреев В.А., Кузнецова А.С., Горшенков М.В., Тен Д.В., Щербаков А.Б. ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ОБЖАТИЯ РОТАЦИОННОЙ КОВКОЙ НА МИКРОСТРУК- ТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА Zr–Nb СПЛАВА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.039	41
Рогачев С.О., Наумова Е.А., Дорошенко А.В., Карелин Р.Д., Юсупов В.С., Комаров В.С., Андреев В.А., Табачкова Н.Ю., Хаткевич В.М. ВЛИЯНИЕ РКУП НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Al–Ca–Mn–Fe DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.040	42
Рогачев С.О., Наумова Е.А. УЛУЧШЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ДОСТИЖЕНИЕ НЕРАВНОВЕСНОГО ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ В МОДЕЛЬНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.041	43
Бунин И.Ж., Копорулина Е.В., Рязанцева М.В. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МАГНЕТИТА ПРИ ВОЗДЕЙ- СТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКО- ГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.042	44
Седых В.Д., Русаков В.С., Губайдулина Т.В., Рыбченко О.Г., Кулаков В.И. ВАЛЕНТНЫЕ СОСТОЯНИЯ ИОНОВ Fe И КИСЛОРОДНЫЕ ВАКАНСИИ В ЗАМЕ- ЩЕННОМ ОРТОФЕРРИТЕ $La_{0.67}Sr_{0.33}FeO_{3-\gamma}$ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.043	45
Невский С.А., Сарычев В.Д., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Громов В.Е. МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА «ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОЕ ПО-	46

КРЫТИЕ/ПОДЛОЖКА» ПРИ ХОЛОДНОМ ПЕРЕНОСЕ МЕТАЛЛА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.044	
Шибков А.А., Золотов А.Е., Гасанов М.Ф., Денисов А.А. НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ЗАРОДЫШЕВЫХ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ ПОРТЕВЕНА–ЛЕ ШАТЕЛЬЕ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.045	47
Сайпулаева Л.А., Захвалинский В.С., Алибеков А. Г., Пирмагомедов З.Ш., Гаджиалиев М. М., Маренкин С.Ф., Риль А.И. МАГНИТО-ТРАНСПОРТНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ $(\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x)_3\text{As}_2$ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ. DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.046	48
Чиркунова Н.В., Подлеснов Е., Дорогов М.В. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНОПОРОШКА ДИОКСИДА ТИТАНА ДОПИРОВАННОГО ОЛОВОМ И СЕРОЙ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.047	49
Шарипов З.А., Батгэрэл Б., Мирзаев М.Н., Попов Е.П., Пузынин И.В., Пузынина Т.П., Христов И.Г., Христова Р.Д., Тухлиев З.К. МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ГРАФЕНОВОГО СЛОЯ НА РАСПЫЛЕНИЕ В МЕДИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ТЯЖЕЛЫМИ ИОНАМИ И НАНОКЛАСТЕРАМИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.048	50
Хлопков Е.А., Пульнева К.С., Тестин А.А., Чикиряка А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗГИБНОГО СИЛОВОГО ЭЛЕМЕНТА ПРИВОДА ИЗ МАТЕРИАЛА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.049	51
Кищик А.А., Кищик М.С., Михайловская А.В. ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА AA6063, УПРОЧНЕННЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОМ $\text{Al}_3\text{Zr}$ . DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.050	52
Вершинина Т.Н., Самойлова Н.Ю., Сумников С.В., Балагуров А.М., Палачева В.В., Головин И.С. ОБЛАСТЬ СУЩЕСТВОВАНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ ФАЗЫ $\text{Fe}_{13}\text{Ga}_9$ В СПЛАВАХ Fe-xGa DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.051	53
Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.М., Гирсова Н.В. R - МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАРЕЮЩЕМ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ Ti – 50.9 ат.% Ni DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.052	54

<p>Чернышев В.А. , Григорьев М.В., Остапчук Е.А., Русейкина А.В. УПРУГИЕ СВОЙСТВА <math>\text{EuScCuSe}_3</math> DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.053</p>	55
<p>Каракозов А. Е., Магницкая М. В. ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ТРЕХЗОННЫХ ФЕРРОПНИКТИДОВ В ОКРЕСТНОСТИ АНТИФЕРРОМАГНИТНОГО (AFM) ПЕРЕХОДА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.054</p>	56
<p>Магницкая М.В., Боков А.В., Саламатин Д.А., Щелкачев Н.М., Цвященко А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СИНТЕЗИРОВАННЫХ ПОД ДАВЛЕНИЕМ СОЕДИНЕНИЙ 3d- МЕТАЛЛОВ С РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ И ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТА- МИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.055</p>	57
<p>Панина Е.С., Юрченко Н.Ю., Тожибаев А.А., Новиков В.Ю., Салищев Г.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТУГОПЛАВКИХ СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ <math>\text{Al}_x\text{Nb}_{40}\text{Ti}_{40}\text{V}_{20-x}</math> DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.056</p>	58
<p>Антанович А.А. ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОВОГО СОСТАВА НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДАВЛЕНИЯ В СЫПУ- ЧЕЙ СРЕДЕ (НА ПРИМЕРЕ ПЕСКА) DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.057</p>	59
<p>Юрченко Н.Ю., Панина Е.С., Тожибаев А.А., Новиков В.Ю., Клименко Д.Н., Салищев Г.А. ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТУГОПЛАВКИХ ВЫСО- КО/СРЕДНЕЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ С УПОРЯДОЧЕННОЙ В2 СТРУКТУРОЙ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.058</p>	60
<p>Полякова К.А., Чекунова Г.А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРЫ МАРТЕН- СИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ <math>\text{Ti-50,7 ат.}\% \text{Ni}</math>, ПОДВЕРГНУТОМ РАДИ- АЛЬНОЙ-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКЕ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.059</p>	61
<p>Розенштейн Е.О., Добычина О.С., Бондарева О.С. ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ НИКЕЛЯ В ЦИНКОВЫЙ РАСПЛАВ НА КОЭФФИЦИЕНТ ВЗАИМНОЙ ДИФУЗИИ ЖЕЛЕЗА И ЦИНКА ПРИ ОБРАЗОВАНИИ ПОКРЫТИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.060</p>	62
<p>Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Забудченко О.В. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЛАСТИЧ- НОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА <math>\text{Ti-Al-V-Mo}</math> DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.061</p>	63

<p>Разумовский М. И., Бокштейн Б.С.  <b>ВЗАИМНАЯ ДИФФУЗИЯ В СИСТЕМЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ: Ti / ЭКВИАТОМНЫЙ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЙ СПЛАВ (Hf-Nb-Ta-Ti-Zr-Mo)</b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.062</p>	64
<p>Серебрякова А.А., Загуляев Д.В., Шляров В.В.  <b>ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ С ИНДУКЦИЕЙ ДО 0,5ТЛ НА СКОРОСТЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ СВИНЦА</b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.063</p>	65
<p>Постникова М.Н., Яковцева О.А., Котов А.Д., Михайловская А.В.  <b>ВЛИЯНИЕ Ni НА ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА Ti-4Al-3Mo-1V-0.1B</b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.064</p>	66
<p>Орлов В.И., Редькин Б.С., Колесников Н.Н.  <b>ДИСЛОКАЦИОННОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ <math>CdWO_4</math></b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.065</p>	67
<p>Шлярова Ю.А., Загуляев Д.В., Иванов Ю.Ф., Шляров В.В., Прудников А.Н.  <b>ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА Al-20%Si, ПОДВЕРГНУТОГО ДВУХЭТАПНОЙ ОБРАБОТКЕ</b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.066</p>	68
<p>Громов В.Е., Юрьев А.А., Иванов Ю.Ф., Ефимов М.О., Панченко И.А., Кормышев В.Е., Шлярова Ю.А.  <b>ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ДЛИННОМЕРНЫХ РЕЛЬСОВ ПРИ СВЕРХДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ</b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.067</p>	69
<p>Гостевская А.Н., Маркидонов А.В.  <b>МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ, ПРОИСХОДЯЩИХ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛА ПРИ ВНЕШНЕМ КРАТКОВРЕМЕННОМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ</b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.068</p>	70
<p>Яковцева О.А., Барков Р.Ю., Постникова М.Н., Михайловская А.В.  <b>ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ сплава Al-Mn-Cu-Zr</b>  DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.069</p>	71
<p>Остриков О.М.  <b>ВОЗМОЖНОСТИ КВАДРИУПОЛЬНО-ДИСКЛИНАЦИОННОЙ МОДЕЛИ В РАСЧЕТЕ ОБУСЛОВЛЕННОГО ОСОБЕННОСТЯМИ АТОМНОГО СТРОЕНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ И СВЯЗАННЫХ С ЭТИМ СОСТОЯНИЕМ ЭФФЕКТОВ</b></p>	72

DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.070	
Остриков О.М. ВОЗМОЖНОСТИ МЕТОДА ЛОКАЛЬНОГО ДОЗИРОВАННОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ (ИНДЕНТИРОВАНИЯ) В ИССЛЕДОВАНИЯХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.071	73
Велиханов А.Р. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Zn-Al-Cu-Mg DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.072	74
Рыклина Е. П., Полякова К. А., Мурыгин С.Р., Комаров С., Реснина Н.Н., Андреев В.А. РОЛЬ СТРУКТУРНОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ В УПРАВЛЕНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ СТАРЕЮЩЕГО НИКЕЛИДА ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.073	75
Мурыгин С.Р., Ашимбаев Д.А., Рыклина Е. П. ТЕРМОКИНЕТИКА И ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.074	76
Кретьова М.А., Макаров А.С., Хмыров Р.С., Хоник В.А. СВЯЗЬ МЕЖДУ РЕЛАКСАЦИЕЙ МОДУЛЯ СДВИГА И РЕЛАКСАЦИЕЙ ОБЪЕМА В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ $Zr_{56}Co_{28}Al_{16}$ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.075	77
Кончаков Р.А., Макаров А.С., Аронин А.С., Кобелев Н.П., Хоник В.А. ИДЕНТИФИКАЦИЯ ПОДСИСТЕМЫ ДЕФЕКТОВ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОМ АМОРФНОМ СПЛАВЕ FeNiCrCoCu DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.076	78
Желтякова И. С., Коржов В. П., Прохоров Д. В., Строганова Т. С. КОМПОЗИТ ИЗ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО Nb-СПЛАВА С КАРБИДОСИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ. DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.077	79
Кийко В.М., Хвостунков К.А., Федотов К.А., Абашкин С.А. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОТЕНЦИАЛОВ В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ С ТРЕЩИНОЙ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.078	80
Кийко В.М., Коржов В.П., Петков В., Страумал Б.Б. ЖАРОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ НИОБИЯ С ХРОМ-АЛМАЗНЫМ ПОКРЫТИЕМ	81



DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.079	
Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н., Орлов В.И., Абашкин С.А., Некрасов А.Н., Хвостунков К.А. ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ТИТАНОВОЙ МАТРИЦЫ, АРМИРОВАННОЙ ВОЛОКНАМИ САПФИРА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.080	82
Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н. СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТЫЙ КОМПОЗИТ С МАТРИЦЕЙ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.081	83
Фукс А.А., Абросимова Г.Е., Аксенов О.И., Аронин А.С. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.082	84
Киеккужина Л.У., Даниленко В.Н., Назаров А.А. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ, ПОЛУЧЕННОМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ КОНСОЛИДАЦИЕЙ, ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ. DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.083	85
Калетина Ю.В., Кабанова И.Г., Калетин А.Ю. КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ni-Co-Mn-In DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.084	86
Семенов М.Ю., Королев И.П., Панчо-Рамирес В.А. РАЗРАБОТКА МЕЖАТОМНОГО ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ СИСТЕМЫ Ni-Cr И АНАЛИЗ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ХРОМА И НИКЕЛЯ. DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.085	87
Семенов М.Ю., Королев И.П., Панчо-Рамирес В.А. РАЗРАБОТКА МЕЖАТОМНОГО ПОТЕНЦИАЛА МОРЗЕ СИСТЕМЫ Fe-Ni И ОЦЕНКА УПРУГИХ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.086	88
Дмитриевский А.А., Григорьев Г.В., Васюков В.М. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ГРАДИЕНТНЫХ ПО СОСТАВУ ATZ+SiO <sub>2</sub> КЕРАМИК DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.087	89
Нечаев Ю.С., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Морозов Н.С., Филиппова В.П., Александрова Н.М. О РОЛИ КОТТРЕЛЛОВСКИХ НАНОСЕГРЕГАЦИЙ В ДЕФОРМАЦИОННОМ СТАРЕНИИ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ	90

DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.088	
<p>Покоев А.В., Макеев С.Р., Магамедова С.Г.</p> <p>РЕНТГЕНОФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ CoCrFeNi И CoCrFeMnNi В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.089</p>	91
<p>Сурсаева В.Г.</p> <p>ОЦЕНКА ТОРМОЗЯЩЕГО ВЛИЯНИЯ ПРИМЕСИ НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦ ЗЁРЕН В ЦИНКЕ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.090</p>	92
<p>Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Иванов К.А., Субботина Е.А.</p> <p>ВЛИЯНИЕ АМПЛИТУДЫ НАПРЯЖЕННОСТИ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ И ПАРАМЕТРЫ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.091</p>	93
<p>Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С.Г., Четвёркин А.А.</p> <p>ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА И ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПРОЦЕСС ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АК9</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.092</p>	94
<p>Осинская Ю.В., Покоев А.В., Емелин И.В.</p> <p>РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БРБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.093</p>	95
<p>Остриков О.М.</p> <p>УСЛОВИЕ РАВНОВЕСИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА С ПОЛОСОЙ СДВИГА В СЛУЧАЕ ПЛОСКОДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.094</p>	96
<p>Остриков О.М.</p> <p>ЭЛЕМЕНТАРНЫЙ НОСИТЕЛЬ ПОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПОЛОСЫ СДВИГА В АМОРФНОМ МАТЕРИАЛЕ В СЛУЧАЕ ПЛОСКОДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.095</p>	97
<p>Соснин К.В.</p> <p>ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Zr-Nb-N, ПОЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.096</p>	98
<p>Романов Д.А.</p> <p>ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Co-Ag-N, ПО-</p>	99

ЛУЧЕННЫХ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИМ МЕТОДОМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.097	
Пронин С.Ю., Соснин К.В. МЕТОДОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ БИОИНЕРТНЫХ ЭЛЕКТРО- ВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Mo DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.098	100
Московский С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ЭЛЕКТРО- ВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ag-C DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.099	101
Хуснутдинов Р.М., Хайруллина Р.Р., Мокшин А.В., Суслов А.А., Ладьянов В.И. ЛОКАЛЬНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ДИ- НАМИКА РАСПЛАВА НИКЕЛЯ: ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ И МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.100	102
Аксёнова К.В., Громов В.Е., Ващук Е.С. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ОДНО- ОСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.101	103
Аксёнова К.В., Шляров В.В., Загуляев Д.В. УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНА VT1-0 ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПОСТОЯН- НОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.102	104
Аристова И.М., Ходос И.И. СТРУКТУРНЫЙ ПЕРЕХОД ПРИ ОБРАЗОВАНИИ НАНОЧАСТИЦ ИНДИЯ В ТОН- КОЙ ПЛЕНКЕ ОРГАНИЧЕСКОГО ПОЛУПРОВОДНИКА. DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.103	105
Львов П.Е., Сибатов Р.Т. ВЛИЯНИЕ АНИЗОТРОПИИ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ ДИФФУЗИИ НА ПРОЦЕССЫ ПЕ- РЕНОСА ПРИМЕСЕЙ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕ- СКИХ МАТЕРИАЛАХ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.104	106
Давдян Г.С., Страумал Б.Б., Афоникова Н.С., Тюрин А.И., Горнакова А.С. НАНОТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ ЮНГА В ОТОЖЖЁННЫХ СПЛАВАХ Ti-2ВЕС.%V ПОСЛЕ КВД DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.105	107
Гнесин Б.А., Карпов М.И., Аристова И.М., Гнесин И.Б., Прохоров Д.В., Постнова Е.Ю., Внуков В.И., Желтякова И.С., Строганова Т.С. ЭВОЛЮЦИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ	108

СПЛАВОВ МОЛИБДЕНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.106	
Гнесин Б.А., Карпов М.И., Аристова И.М., Абросимова Г.Е., Гнесин И.Б., Постнова Е.Ю. КАРБИДЫ В МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ МОЛИБДЕНА И ВОЗМОЖНОСТЬ ИХ ТЕРМООБРАБОТКИ. DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.107	109
Мухаметгалина А.А., Шаяхметова Э.Р., Мурзинова М.А., Назаров А.А. МИКРОСТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ МЕДИ И ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.108	110
Власова А.М. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.109	111
Гусева А.В., Плотников В.А., Грязнов А.С. ВЛИЯНИЕ НАКОПЛЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЕЛИЧИНУ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNiCu DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.110	112
Прокофьев С.И. ДИНАМИКА ПРОДОЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ ОСЦИЛЛЯЦИЙ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО РВ, СВЯЗАННЫХ С ОДНОЙ ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ В Al DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.111	113
Пархоменко М.С., Базлов А.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВКИ ЖЕЛЕЗА НА ПРОХОЖДЕНИЕ ФАЗОВОГО РАССЛОЕНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ СИСТЕМЫ Zr-Cu-Al(-Fe) ПОД ДЕЙСТВИЕМ ТЕРМО- И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТОК DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.112	114
Клюшников В.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СВОЙСТВА СТАЛИ 12X18H10T DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.113	115
Подлеснов Е., Чиркунова Н.В., Слободской А.Н., Дорогов М.В. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ЛИТИЙ-ПОЛИМЕРНЫХ АККУМУЛЯТОРОВ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.114	116
Каневский В.М., Волчков И.С. ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ CdTe К ИМПУЛЬСНЫМ МАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ.	117

DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.115	
Штанский Д.В. ПОЛУЧЕНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУР ГЕКСАГОНАЛЬНОГО ВН И ГИ- БРИДНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ НА ИХ ОСНОВЕ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.116	118
Волков А.Е., Черняева Е.В. О СРАВНЕНИИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ СПЕКТРОВ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ, РЕГИСТРИРУЕМЫХ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ РАЗНЫХ МАТЕРИА- ЛОВ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.117	119
Пермякова И.Е., Иванов А.А., Черногорова О.П., Шеляков А.В. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.118	120
Ковалев А.И., Вайнштейн Д.Л., Корниенков Б.А., Филиппова В.П. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АТОМНОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ СТРУКТУРЫ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АМОΡФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Fe-Ni-Si-B DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.119	121
Чиркова В.В., Волков Н.А., Першина Е.А., Абросимова Г.Е., Аронин А.С. РОЛЬ СВОБОДНОГО ОБЪЕМА В ПРОЦЕССАХ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ Al <sub>87</sub> Ni <sub>8</sub> Gd <sub>5</sub> DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.120	122
Орлова Т.С., Мавлютов А.М., Садыков Д.И., Мурашкин М.Ю., Гуткин М.Ю. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭФФЕКТЫ УПРОЧНЕНИЯ ОТЖИГОМ И ПЛАСТИФИКАЦИИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВАХ Al-Zr и Al-Cu-Zr DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.121	123
Волков Н.А., Чиркова В.В., Першина Е.А., Абросимова Г.Е., Аронин А.С. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ И НАНЕСЕНИЯ ЗАЩИТНОГО ПО- КРЫТИЯ НА СТРУКТУРУ АМОΡФНОГО СПЛАВА Fe <sub>78</sub> Si <sub>13</sub> B <sub>9</sub> DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.122	124
Прохоров Д. В., Коржов В. П., Желтякова И. С., Строганова Т. С. МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИТЫ ИЗ МОЛИБДЕНА С КАРБИДО-СИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.123	125
Строганова Т. С., Коржов В. П., Прохоров Д. В., Желтякова И. С. РАЗРАБОТКА ЖАРОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ КАРБИДО- СИЛИЦИДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА ДЛЯ ЖАРОПРОЧ- НЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА	126

DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.124	
<p>Коржов В. П., Кийко В. М., Петков В.  ЖАРСТОЙКИЕ ХРОМ-НАНОАЛМАЗНЫЕ ПОКРЫТИЯ ДЛЯ КОМПОЗИТНЫХ СТЕРЖНЕЙ СО СЛОИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ИЗ МОЛИБДЕНА И ИНТЕРМЕТАЛЛИДА <math>Mo_3Al</math></p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.125</p>	127
<p>Мурадинова Л.Ф., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Томчук А.А.  ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СВОЙСТВА ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe-Co-Ni</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.126</p>	128
<p>Горнакова А.С., Афоникова Н.С., Страумал А.Б., Давдян Г.С., Тюрин А.И., Страумал Б.Б.  ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ В СПЛАВАХ TiZrHfMoCr И TiZrHfMoCrCo</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.127</p>	129
<p>Пермякова И.Е.  УПРОЧНЯЮЩИЕ ЭФФЕКТЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ Co-Fe-Cr-Si-B ПРИ РАЗНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.128</p>	130
<p>Строганова Т.С., Ершов А.Е., Прохоров Д.В., Шмытько И.М.  ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ БИОМОРФНЫХ УГЛЕРОДНЫХ КАРКАСОВ С РАСПЛАВАМИ Sn-Zr и Sn-Hf</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.129</p>	131
<p>Гусева А.В., Плотников В.А., Грязнов А.С.  НАКОПЛЕНИЕ И ВОЗВРАТ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ TiNiCu</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.130</p>	132
<p>Грачёва Н.А., Фомин Е.В., Майер А.Е.  ПРИМЕНЕНИЕ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ Al-Cu СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.131</p>	133
<p>Ерагер К.Р., Байгутлин Д.Р., Соколовский В.В., Бучельников В.Д.  ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ СТРУКТУР НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ Ni-Mn-In.</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.132</p>	134
<p>Беляков А.Н., Долженко А.С.  ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА</p> <p>DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.133</p>	135

<p>Сементеева Ю.Р., Назаров А.А., Рааб Г.И., Асфандияров Р.Н., Фахретдинова Э.И., Шишкунова М.А. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Al–Zn ПОСЛЕ ИПД И УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.134</p>	136
<p>Асфандияров Р.Н., Шишкунова М.А., Аксенов Д.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БЕЗАБРАЗИВНОЙ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ФИНИШНОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИЗ УМЗ ТИТАНА МАРКИ GRADE 4 DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.135</p>	137
<p>Выбойщик М.А., Иоффе А.В., Грузков И.В., Федотова А.В. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО БЕЙНИТА В СТАЛИ 08ХФА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.136</p>	138
<p>Жапова Д. Ю., Лотков А. И., Гришков В. Н., Круковский К. В., Гусаренко А.А., Гирсова Н. В., Бобров Д. И. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ АВСПРЕССОВАНИЯ ПРИ 573К НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti<sub>49,8</sub>Ni<sub>50,2</sub>(ат.%) DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.137</p>	139
<p>Вовнова И.Г., Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.138</p>	140
<p>Савицкий В.О., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Дородейко В.Г., Phuong Doan Thang, Vui Hung Thang ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ГРАФЕНЫМИ ЧАСТИЦАМИ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.139</p>	141
<p>Рубаник В.В., Дородейко В.Г., Ахтанин О.Н., Лесота А.В. ЦЕРВИКАЛЬНЫЙ РАСШИРИТЕЛЬ DILASIM DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.140</p>	142
<p>Рубаник В.В., Дородейко В.Г., Ахтанин О.Н., Лесота А.В. ЗЕРКАЛО ГИНЕКОЛОГИЧЕСКОЕ С PH ИНДИКАТОРОМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.141</p>	143
<p>Страумал П.Б., Заворотнев Ю.Д., Страумал Б.Б., Метлов Л.С., Петренко А.Г., Томашевская Е.Ю. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ МЕДИ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.144</p>	144

DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.142	
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Асланян Г.Г. НАПРАВЛЕННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ОКОЛОЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ЦИНК – АЛЮМИНИЙ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.143	145
Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Струг Р., Рабкин Е., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В. СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ НА ОСНОВЕ $\beta$ -ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.144	146
Straumal B.B., Gornakova A.S., Kiselevskiy M.V., Anisimova N.Yu., Nekrasov A.N., Strug R., Rabkin E. OPTIMAL SURFACE ROUGHNESS OF Ti6Al4V ALLOY FOR THE ADHESION OF HEK293 HUMAN CELLS DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.145	147
Страумал Б.Б. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВ- ЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.146	148
Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ СЛОИ ОКСИДНЫХ ФАЗ В МАГНИТАХ НА ОСНОВЕ NdFeB DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.147	149
Храпова Н.Н., Цой К.В., Дружинин А.В., Орлов В.И., Давдян Г.С., Страумал А.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В СЛАБОЛЕГИРОВАННОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ ZEK100 DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.148	150
Цой К.В., Страумал А.Б., Дружинин А.В., Орлов В.И., Давдян Г.С., Храпова Н.Н. КОНКУРИРУЮЩИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СЛАБОЛЕГИ- РОВАННОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Mg–Zn DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.149	151
Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Дружинин А.В. ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА NdFeB. АВТОКОЛЕБАНИЯ КРУТЯЩЕГО МОМЕНТА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.150	152
Шмытько И.М., Кедров В.В. АНОМАЛЬНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ТРАНСФОРМАЦИИ НАНОПОРОШКОВ Gd <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , ПОЛУЧЕННЫХ В РЕЖИМЕ ГОРЕНИЯ ГЛИЦИН-НИТРАТНЫМ МЕТОДОМ DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.151	153
Галышев С.Н. ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА МЕЖДУ МАТРИЦЕЙ И ВОЛОКНОМ НА	154



ПРОЧНОСТЬ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА DOI 10.26201/ISSP.2022/FPPK.152	
Именной указатель	155
Содержание	157